

钛合金保载疲劳的影响因素与研究进展

史栋刚, 徐小严, 吴 雨, 齐英诚

(中国航发商用航空发动机有限责任公司设计研发中心, 上海 201108)

摘 要: 钛合金由于其优异的比强、蠕变及疲劳等综合性能, 在航空发动机压气机盘等关键转动件中得到广泛的应用。但近年来的研究发现, 采用传统的三角波或正弦波循环疲劳寿命评估方法可能会高估部分钛合金在真实运行条件下的疲劳寿命, 引发严重的安全事故。保载疲劳通常表现为低于 200 °C 时, 在疲劳峰值应力保持加载一段时间, 寿命相比传统的循环低周疲劳出现大幅降低。此外, 裂纹通常萌生于亚表面, 较难在零件服役过程中被有效检测, 严重危害航空发动机的安全性和可靠性。综述了近年来国内外在钛合金保载疲劳产生机理, H 元素含量、显微组织、加载条件、保载时间等因素影响保载疲劳方面的研究进展, 并探讨了钛合金保载疲劳的预防及研究发展方向。

关键词: 钛合金; 寿命评估; 保载疲劳; 机理; 显微组织; 保载时间

中图分类号: TG146. 23 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2019)07-0722-07

Influence Factors and Research Progress of Dwell Fatigue for Titanium Alloy

SHI Donggang, XU Xiaoyan, WU Yu, QI Yingcheng

(R&D Center, AECC Commercial Aircraft Engine Co., Ltd., Shanghai 201108, China)

Abstract: Titanium alloy is widely used in critical rotating components of aero engine such as compressor discs due to its excellent comprehensive properties such as high strength-density ratio, good creep and fatigue properties, etc. However, recent research found that the traditional life assessment method for some titanium alloys by low cycle fatigue test under triangular or sine wave mode is likely to overestimate the fatigue life in real operation condition, which may cause serious accident. Dwell fatigue shows significant lifetime reductions under 200 °C with hold periods at the peak stress of the cyclic loading compared to standard continuous low cycle fatigue. Moreover, crack usually initiates from the subsurface, which is hard to be detected during service and severely detrimental to the fly safety and reliability. This paper introduces both domestic and foreign researches on mechanism of titanium dwell fatigue, influences of hydrogen content, microstructure, load condition and dwell time on the behavior of dwell fatigue. Then a preventive action with future development is discussed.

Key words: titanium alloy; life assessment; dwell fatigue; mechanism; microstructure; dwell time

1 前 言

钛合金由于其优异的比强、蠕变及疲劳等综合性能, 广泛应用于航空发动机压气机盘等关键转动件的制造^[1]。对这些重要部件的疲劳寿命进行准确预测是航空器设计和安全使用的关键。通常, 实验室测试阶段常采取简化的三角波形或正弦波形来预测其往复循环的低周疲劳寿命, 不仅简洁可行, 而且也具有一定代表性。但部分钛合金采用这种方法进行寿命预测时往往出现问题, 并引

发航空事故。例如 20 世纪 70 年代, RR 公司提供的 RB211 发动机上由近 α 型 IMI685 合金制造的风扇盘在服役过程中发生提前失效^[2, 3]。通过事故调查, 人们首次认识到钛合金存在保载疲劳问题, 即在低温下传统的三角波疲劳测试模式不能正确预测实际工况环境下材料的寿命, 而应该利用与实际飞行载荷谱更为接近的梯形波(在峰值应力下保持一段时间)来评价。在峰值应力下保持加载一段时间的梯形波疲劳, 称为保载疲劳。在相同的应力条件下, 保载疲劳寿命与普通疲劳寿命相比显著降低的现象称为保载效应, 通常将循环疲劳与保载疲劳的寿命衰减系数作为保载疲劳敏感性强弱的评价指标。1997 年, 加拿大国际航空公司一架从北京飞往温哥华的波音 767-375ER 客机在起飞过程中左翼 CF6 发动机突然发生爆炸, 事故调查结果表明此次事故与近 α 型 Ti6242 合金

收稿日期: 2019-05-31 修回日期: 2019-07-04

第一作者: 史栋刚, 男, 1985 年生, 工程师,

Email: sdonggang@163.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201905040

制造的第 3 至 9 级高压压气机鼓筒发生保载疲劳失效相关^[4]，钛合金保载疲劳问题已经严重危害航空发动机的安全性和可靠性。深入理解钛合金保载疲劳的产生机理，研究其影响因素和预防控制保载疲劳失效行为也成为该研究领域的热点问题。本文综述总结了近年来国内外在钛合金保载疲劳产生机理、影响因素及预测方法等方面进行的相关研究工作，并探讨了保载疲劳的预防及研究发展方向。

2 钛合金保载疲劳产生机理

多种钛合金的室温保载疲劳效应如图 1 所示^[5-9]。由图 1 可知，相比 Ti64 和 Ti6246 钛合金，IMI685、Ti6242 和 Ti834 等近 α 型钛合金在相同载荷下，梯形波保载疲劳相比循环疲劳寿命降低约 10~20 倍，表现出较明显的保载疲劳敏感性。随着测试温度的升高，保载模式相比传统循环模式的疲劳寿命降低的倍率逐渐减小，通常在 200 °C 以下具有明显的保载效应，因此也将这种现象称为冷保载疲劳^[10]。近 α 型钛合金和部分两相钛合金普遍存在冷蠕变现象^[6, 8, 11-13]，即便是在室温，在低于材料屈服强度的载荷随时间持续加载作用下也会产生较明显的应变积累。例如文献[8]针对 α/β 锻造的 Ti6242 合金，在室温下采用 $0.95\sigma_{ys}$ 的应力分别开展了静态加载、循环疲劳及保载疲劳试验，应变与时间曲线如图 2 所示。虽然加载应力未达到屈服强度，但随时间产生了明显的应变累积。在峰值应力保载作用下，冷蠕变加速了保载疲劳的应变累积速率。冷蠕变效应是影响保载疲劳失效行为的重要因素^[6, 8, 13]。

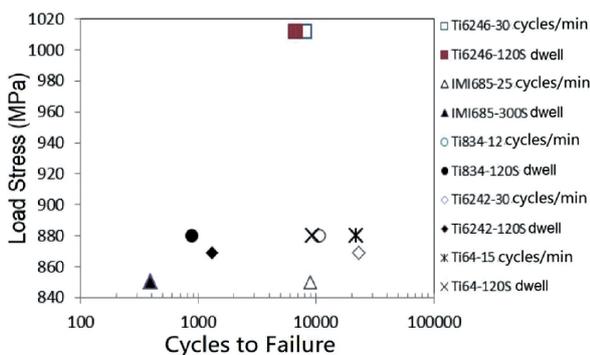


图 1 多种钛合金的室温保载疲劳效应^[5-9]

Fig. 1 Dwell fatigue effect of titanium alloys at room temperature^[5-9]

研究发现，钛合金中 α 相在不同的晶向取向会产生不同的弹性^[14]和塑性^[15]行为，因此晶粒结构相对材料性能，就会存在弱和强的取向关系。其中将密排六方结构的 α 相的 c 轴 ([0001] 面的法向) 与主应力加载方向平行的晶粒称为强取向晶粒 (或称硬取向晶粒)，将 c 轴与

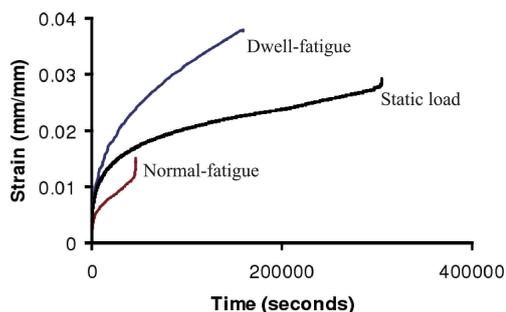


图 2 α/β 锻造 Ti6242 合金在循环疲劳 (30 cycles/min)，保载疲劳 (2 min) 和静态加载时的应变-时间曲线 (加载应力: $0.95\sigma_{ys}$)^[8]

Fig. 2 Strain accumulation during normal-fatigue (30 cycles/min), 2 min dwell fatigue and static load tests for α/β forged Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo alloy (load stress: $0.95\sigma_{ys}$)^[8]

主应力加载方向垂直的晶粒称为弱取向晶粒 (或称软取向晶粒)。目前有两种代表性的理论模型来较好地阐释钛合金保载疲劳的产生机理，第一种是由 Stroh 提出的位错平面滑移模型 (图 3)^[13]，另一种是由 Bache 提出的应力重新配分模型 (图 4)^[13]。

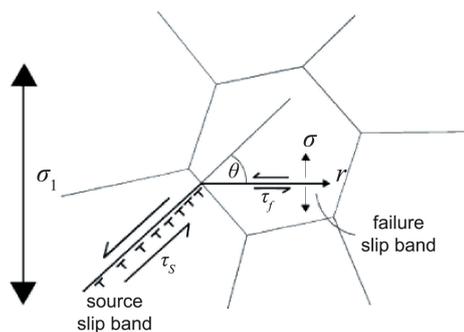


图 3 位错平面滑移模型^[13]

Fig. 3 Schematic of dislocation planar slip model^[13]

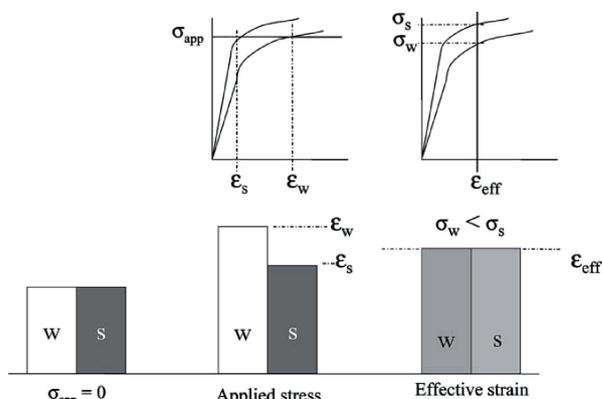


图 4 应力重新配分模型^[13]

Fig. 4 Schematic of two element model to describe stress redistribution^[13]

Stroh 的位错平面滑移模型提出: 首先, 弱取向晶粒处产生的位错沿着与加载应力倾斜的滑移面滑移, 并在相邻晶粒的晶界处堆积; 随后, 在相邻的强取向晶粒内形成剪切应力, 导致滑移带的产生。随着时间的累积, 在所加载的循环拉应力 σ_1 和附加的拉伸应力 σ 共同作用下逐渐促进了解理面的形成。因为这些过程通常发生在亚表面, 发生的顺序很难通过试验手段观察, 但剪切应力形成剪切带和拉伸应力打开裂纹的结合作用表明正是失效晶粒内的垂直解理面形成了类似不连续的裂纹。Bache 提出的应力重配分模型, 其本质是从显微组织微观尺度描述钛合金的各向异性变形行为。首先, 弱取向晶粒和强取向晶粒并列在一起, 且弱取向晶粒的主轴方向与强取向晶粒保持大约 45° 的位向关系。假设存在一个固定的应力 σ_{app} , 同时两个晶粒拥有不同的名义弹性模量。由于屈服强度的差异, 两个晶粒会变形产生不同的

应变, 分别以 ε_w 和 ε_s 表示 (理论上 $\varepsilon_w > \varepsilon_s$)。但实际上从微观尺度, 这两种晶粒会形成变形协调作用, 相互制约最终产生相同的平均应变 ε_{eff} 。这种制约主要源于系统中引入的不同应力产生的等应变导致。

应力重新配分模型与位错平面滑移模型虽然角度不同, 但一致的是在保载加载条件下, 弱取向晶粒将应力转移到强取向晶粒, 最终导致强取向晶粒优先发生失效。计算分析、材料和零部件试验以及在役发动机事故调查都能很好地支撑这个观点^[10, 13]。Ti6242 及 Ti834 钛合金保载疲劳断口解理区形貌及其 EBSD 晶粒取向如图 5 所示。可以看出, 保载疲劳断口解理起始区域大部分晶粒的 $[0001]$ 面与加载应力保持 $0 \sim 30^\circ$ 接近平行的位向关系, 失效主要起源于这些比较集中的强取向晶粒区域, 且保载疲劳裂纹大多萌生于亚表面, 这种微结构的源晶粒取向是产生保载疲劳效应的重要因素^[7, 10, 13, 16-20]。

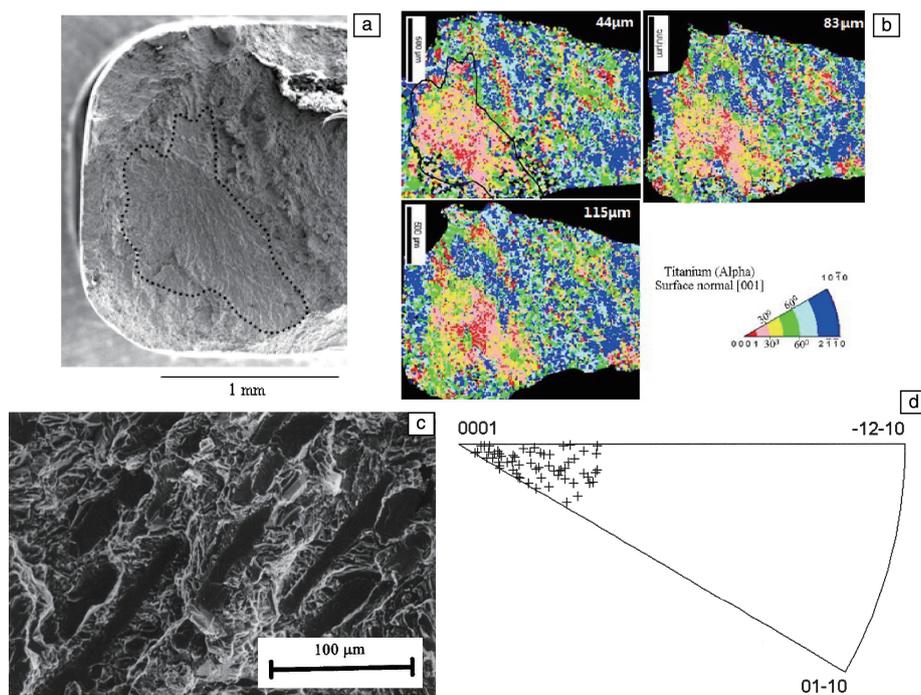


图 5 不同钛合金保载疲劳断口及断面 EBSD 取向图: (a) Ti6242 保载疲劳断口解理萌生区 (虚线所示)^[16], (b) Ti6242 断口截面的 EBSD 取向图 (参考面以下 $44 \sim 115 \mu\text{m}$ 厚度)^[16]; (c) Ti834 盘锻件保载疲劳断口解理区^[7], (d) Ti834 断口截面的 EBSD 取向图^[7]

Fig. 5 Dwell-fatigue fracture surface and EBSD orientation image for different titanium alloys; (a) dwell-fatigue fracture surface of Ti6242 with the faceted initiation site circumscribed by a dotted curve^[16], (b) EBSD orientation image of Ti6242 ($44 \sim 115 \mu\text{m}$ below the reference plane)^[16]; (c) facets in Ti834 disk material^[7], (d) EBSD measurements from a banded region of fracture surface^[7]

3 钛合金保载疲劳的影响因素

3.1 H 含量对保载疲劳的影响

图 6 和图 7 分别为不同 H 含量下双态组织 Ti6242 和集束组织 Ti685 合金的疲劳测试结果。由图 6 可知,

Ti6242 合金循环疲劳寿命随着 H 含量的增加而降低; 而保载疲劳寿命随着 H 含量的增加而缓慢升高, 当超过 150 ppm 时更加明显。由图 7 可知, Ti685 合金的保载疲劳寿命随着 H 含量的增加而降低^[21, 22], 呈现与前者相反的规律。文献[20]认为 H 含量对双态和集束组织钛合金

保载疲劳敏感性的影响规律截然不同，主要原因是 H 元素在钛合金连续 β 基体中的扩散速度远大于连续 α 基体^[23-25]，进而更容易在以连续 β 基体为特征的集束组织中产生聚集，增加保载疲劳敏感性。但双态组织 Ti6242 合金的保载疲劳寿命随 H 含量增加而增加的原因未知^[20]。文献[26]的研究表明 H 含量对钛合金的冷蠕变及保载疲劳敏感性的影响不仅与组织状态有关，还受到加载应力的影响。在较高应变速率下，钛合金屈服强度随 H 含量增加而增大。在较低应力区域(低于屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 的某个值)，H 会引起软化，促进冷蠕变；在较高应力区域，H 会引起硬化，减缓冷蠕变。试验数据表明当加载应力达到屈服强度时，网篮组织的 Ti6242 合金循环疲劳寿命及保载疲劳寿命均呈现随 H 含量增加而增大的趋势^[26]。加载应力决定了 H 元素的软化或硬化特性，进而影响钛合金的疲劳行为，这也许可以解释看似矛盾的结果。

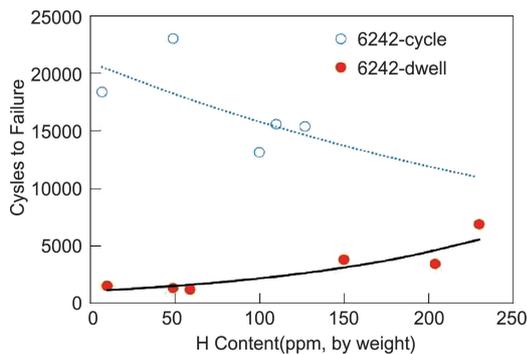


图 6 H 含量对 Ti6242 疲劳性能的影响(加载应力: $0.95\sigma_{0.2}$)^[20]

Fig. 6 Influence of hydrogen content on the cycle and dwell fatigue properties of Ti6242 (load stress: $0.95\sigma_{0.2}$)^[20]

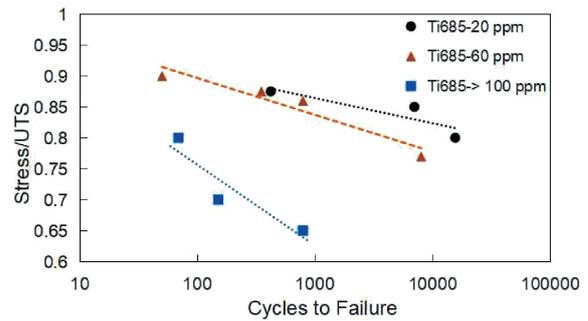


图 7 H 含量对 Ti685 保载疲劳性能的影响(保载时间: 2 min)^[21]

Fig. 7 Influence of hydrogen content on the dwell fatigue properties of Ti685 (dwell time: 2 min)^[21]

3.2 显微组织对保载疲劳的影响

钛合金通常可以采用不同的热工艺形成不同的显微组织，常见的组织形态为等轴组织、双态组织、魏氏组织和网篮组织^[27]。钛合金保载疲劳敏感性与初生 α 相体积分数、 α 晶粒尺寸、微结构的密度及取向分布等组织形态相关^[17, 18]。对于双态组织或等轴组织，保载疲劳敏感性会随着初生 α 相体积分数发生变化^[20, 28]。例如文献[28]对 Ti60 合金试验研究表明，当固溶温度越接近 β 相变点，获得的初生 α 相含量越少，保载疲劳寿命越高，也越接近循环疲劳寿命。目前，大量研究表明钛合金中微结构与保载疲劳敏感性存在非常强的相关性^[13, 16-18, 20, 28-34]，微结构/集束组织对 $\alpha+\beta$ 及 β 处理的几种钛合金保载疲劳敏感性的影响规律如表 1 所示。相比双态或等轴组织，采用 β 处理工艺获得的 Ti6242 合金魏氏和网篮组织具有明显较低的保载疲劳敏感性。对于 $\alpha+\beta$ 处理的 Ti6242 合金，保载疲劳敏感性随微结构

表 1 微结构/集束组织对不同钛合金保载疲劳敏感性的影响

Table 1 Effect of the microtexture/colony on dwell fatigue sensitivity for titanium alloys

Alloy	Thermomechanical processing	Microstructure	Load stress	Test condition	Dwell life debit ($N_{\text{cycle}}/N_{\text{dwell}}$)
Ti6242	$\alpha+\beta$ processed	65% ~ 70% primary α + high microtexture	$0.95\sigma_{\text{YS}}$	Dwell: 2 min Cycle: 30 cycles/min	15 ~ 18 ^[20]
Ti6242	$\alpha+\beta$ processed	20% ~ 25% primary α + low microtexture	$0.95\sigma_{\text{YS}}$	Dwell: 2 min Cycle: 30 cycles/min	4 ~ 6 ^[20]
Ti6242	β processed	Mixture of widmanstatten and basketweave	$0.95\sigma_{\text{YS}}$	Dwell: 80 s Cycle: 30 cycles/min	2.55 ^[29]
Ti6242	β processed	Basketweave with α colonies	$0.95\sigma_{\text{YS}}$	Dwell: 80 s Cycle: 30 cycles/min	3.33 ^[29]
Ti-600	$\alpha+\beta$ processed	22% ~ 24% primary α + high microtexture	$0.95\sigma_{\text{YS}}$	Dwell: 2 min Cycle: 30 cycles/min	4.2 ~ 4.5 ^[31]
Ti-600	$\alpha+\beta$ processed	22% ~ 24% primary α + low microtexture	$0.95\sigma_{\text{YS}}$	Dwell: 2 min Cycle: 30 cycles/min	2.2 ~ 2.4 ^[31]
Ti685	β processed	Coarse aligned α	$0.93\sigma_{\text{UTS}}$	Dwell: 5 min	$N_{\text{dwell-agligned}}/$
Ti685	β processed	Basketweave	$0.93\sigma_{\text{UTS}}$	Dwell: 5 min	$N_{\text{dwell-basket}} = 12 \sim 15$ ^[34]

分布密度的增大而显著增大,当然这也与初生 α 相体积分数增加有关。当排除初生 α 相体积分数的差异, Ti-600 合金随着微织构密度的提升, 保载疲劳敏感性增加近 2 倍左右。对 β 处理的 Ti6242 试验数据也表明即便是对保载疲劳不敏感的网篮组织, 当混有微织构晶粒结构时, 也会增加敏感性。当存在大量的这种 α 集束组织时, Ti685 保载疲劳敏感性比网篮组织增加超过 10 倍。微织构的形成主要与钛合金的 α 相以及在热加工和后续热处理的组织演变相关^[35-38]。当钛合金从 β 相区以较慢的速度冷却时, 会增加这种集中取向晶粒的密度^[18, 19], 所以控制 β 处理工序的冷速对于消除这种微织构极为重要。但对于发动机盘用的大规格棒坯, 往往受截面厚度的影响, 要想获得理想的冷速通常比较困难^[18], 需要在工艺设计方面采取有效的措施。

3.3 温度对保载疲劳的影响

除应力外, 温度对钛合金保载疲劳产生重要影响^[39-41]。文献[40]通过晶粒塑性有限元模型对 Ti6242 和 Ti6246 两种合金软硬取向源晶粒晶界不同温度下的应力重配分效应计算分析表明: Ti6242 合金在 120 °C 会出现强烈的应力重新配分效应(图 8), 当温度低于 -50 °C 和大于 200 °C 时, Ti6242 的应力重配分机制消失, 保载疲劳效应也随之消失; Ti6246 在 200~300 °C 左右会出现较强的应力重配分效应。不同温度产生不同的保载疲劳效应, 其主要是由于过低的温度会阻碍位错移动, 在保载阶段蠕变不能发生; 过高的温度会导致位错快速滑移, 在保载阶段前达到平衡, 不能产生应力重配分效应; 只有在“中间”温度, 在软硬取向晶粒晶界位错逐渐堆积, 形成应力集中, 在保载阶段才能发生明显的应力重配分, 产生保载疲劳效应。文献[41]通过原子模拟计算也表明 Mo 元素在室温条件不能长期困住空穴而产生所观察到的应

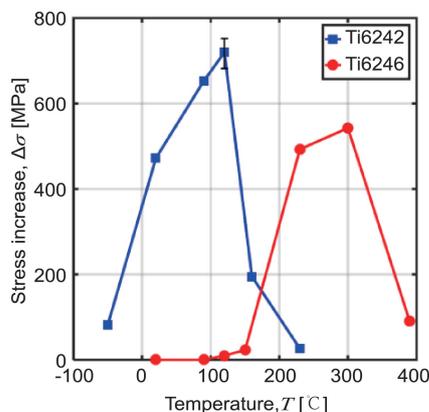


图 8 不同温度保载条件下软硬取向晶粒源晶界处的应力增量^[40]

Fig. 8 Peak stress changing during the dwell period under different temperature^[40]

变速率敏感性, 证明化学成分差异不是导致两种合金保载疲劳行为差异的主要原因。通过纳米压痕连续硬度测试技术也证实了 Ti6242 合金软硬取向晶粒有着截然不同的应变速率敏感性, 而 Ti6246 不同取向晶粒间的差异不明显^[42], 且前者软取向晶粒的应变速率敏感指数是后者的 1/5, 因此在相同温度下两种合金会产生截然不同的保载疲劳敏感性特征。对于保载疲劳较敏感的近 α 钛合金, 通常需要充分评估在环境温度 200 °C、较高应力水平的工况条件下保载疲劳风险, 典型的比如发动机起飞爬升工况^[39]。

3.4 加载应力及应力比对保载疲劳的影响

传统的循环疲劳寿命主要与应力幅关系密切, 一般呈现随应力幅值增加而寿命降低的规律。大量的试验数据表明随着峰值应力降低, 保载疲劳寿命增加^[5-9, 20, 28, 29], 与循环疲劳的寿命差距逐步降低, 而应力比对保载疲劳的影响规律与循环疲劳不同。文献[7]中采用不同应力比 (R) 时 Ti834 的保载疲劳试验结果如图 9 所示。相比 $R=0.1$, $R=0.5$ 的保载疲劳寿命更低, 主要是由于高的应力比增加了平均应力, 促进应变累积以及在源晶界处相关的位错运动, 加速了应力重配分而导致解理面的形成; 而当 R 为负值时, 位错反向滑移, 造成堆积力松弛, 延缓解理面的形成。文献[5]采用不同应力比开展的 Ti6246 裂纹扩展速率测试结果表明当材料对保载疲劳不敏感时, R 值并不影响这种非敏感性。

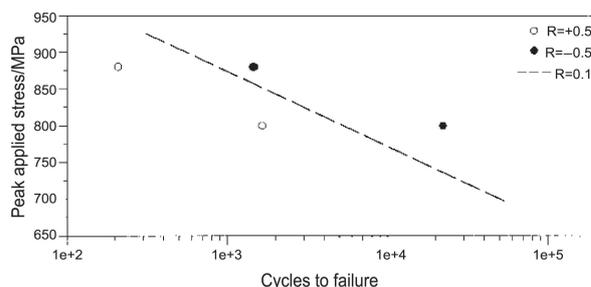


图 9 不同应力比对 Ti834 盘试样保载疲劳的影响^[7]

Fig. 9 Effects of R value on dwell fatigue of Ti834 disc specimens^[7]

3.5 保载时间对保载疲劳的影响

图 10 为不同保载时间对 Ti6242、IMI829、Ti834 及 Ti64ELI 试样保载疲劳寿命影响的试验结果统计分析。可以看到, 钛合金保载疲劳的失效循环数随着保载时间增加而呈现降低趋势。图 10a 表明 Ti6242 保载时间 (T_d) 与循环数 N 的乘积趋于常数, 保载时间对总的保载疲劳寿命无显著影响, 这一规律与 IMI829 相似, 但 Ti834 并未表现出这种类似的线性关系。将 Ti834 与 Ti64ELI 的失效循环数与保载时间的数据放在同一张图中做平滑处理后如图 10b 所示。当保载时间小于 120 s 时, 保载时间对循

环数的影响较大, 呈现出较强的循环疲劳特征; 当超过这一“阈值”时, 保载循环数基本趋于常数。这种现象也反映了保载疲劳这一疲劳与蠕变交互作用的本质^[43]。目前国内外普遍采用 2 min 的保载时间开展材料级试验及限寿件疲劳寿命评估工作。

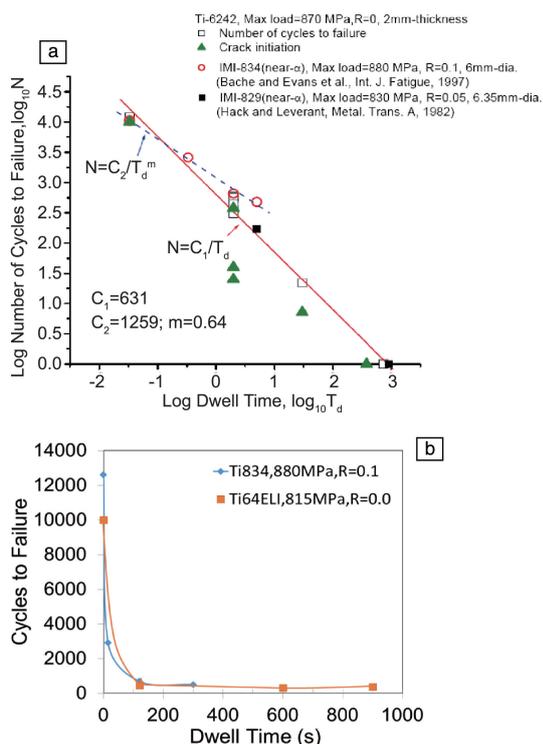


图 10 保载时间对保载疲劳寿命的影响: (a) 循环数与保载时间对数曲线^[20]; (b) Ti834^[7] 和 Ti64ELI^[43] 循环数与保载时间曲线

Fig. 10 Effects of dwell time on the fatigue life of samples: (a) logarithmic curves of cycle number versus dwell time^[20], (b) cycles number versus dwell time of Ti834^[7] and Ti64ELI^[43]

4 保载疲劳的预测方法

准确判定保载疲劳失效, 并建立一套预测方法, 对于航空发动机钛合金选材设计、寿命评估具有重要意义。中国科学院金属研究所邱建科等通过试验发现^[19, 44], 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($\pm 10^\circ$), 塑性应变积累速率和积累量明显大于普通疲劳。同时, 借助 EBSD 分析技术^[6, 8, 20, 45, 46]可以识别和量化微织构组织, 判断保载疲劳敏感性。但这些检测是损伤性的, 不仅耗时, 而且成本高昂。如果能够利用无损检测技术定量分析钛合金微织构组织, 从而预测保载疲劳敏感性,

对于工程应用具有重大价值。国外已开展了利用超声检测技术对钛合金微织构显微组织检测评估的研究工作^[47-50], 并在试样级材料上通过超声检测技术获得较为精确的, 与 EBSD 表征结果高度一致的微织构分布尺寸, 表明了这些技术用于判断和分析钛合金微织构组织, 预测保载疲劳敏感性的可能性, 但针对构件级的应用还需深入开展相关试验研究工作。

5 结语

钛合金保载疲劳敏感性的影响因素众多, 既与初生 α 相体积分、微织构等内部因素相关, 又受到峰值应力水平、保载时间等外部因素影响。近 α 型钛合金相比其它类型钛合金具有较强的保载疲劳敏感性, 是由于主要构成相 α 相各向异性的本质造成的。微织构的体积分及分布取向是影响钛合金保载疲劳敏感性最主要的内部因素, 其产生与棒材、锻件的热加工历史具有较为复杂的关系。从根本上降低或消除这些组织因素的影响, 还需要深入开展热加工工艺与微织构形成机理的研究工作。同时, 探索构件级无损检测技术来检测这些内部集中取向组织, 判定保载疲劳敏感性, 对于实现低成本的保载疲劳预测方法也是未来值得关注的研究方向。

参考文献 References

- [1] 黄旭, 李臻熙, 黄浩. 中国材料进展[J], 2011, 30(6): 21-27. HUANG X, LI Z X, HUANG H. Materials China [J], 2011, 30(6): 21-27.
- [2] PUGH P. The Magic of a Name, the Rolls-Royce Story, Part 2: the Power Behind the Jets 1945-1987[M]. UK/USA: Icon Books/Totem Books, 2001.
- [3] WANG K, WANG F, CUI W C, et al. Acta Metallurgica Sinica (English Letters)[J], 2015, 28(5): 619-627.
- [4] Transportation Safety Board of Canada. Uncontained Engine Failure [R]. [S. l. : s. n.], 1997.
- [5] SPENCE S H, EVANS W J, COPE M. Dwell Fatigue of Ti6246 at Near Ambient Temperatures [C]//KARIHALOO B L, MAI Y W, RIPLEY M I, et al. Proceedings of the Ninth International Conference on Fracture: Advances in Fracture Research. Sydney: Pergamon, 1997: 351-358.
- [6] EVANS W. Journal of Materials Science[J], 1987, 6(3): 571-574.
- [7] BACHE M R, COPE M, DAVIES H M, et al. International Journal of Fatigue[J], 1997, 19(s1): 83-88.
- [8] SINHA V, MILLS M J, WILLIAMS J C. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2004, 35(10): 3141-3148.
- [9] TYMPEL P O, LINDLEY T C, SAUNDERS E A, et al. Acta Materialia[J], 2016, 103(0): 77-88.
- [10] CUDDIHY M A, STAPLETON A, WILLIAMS S, et al. International Journal of Fatigue[J], 2017, 97: 177-189.

- [11] NEERAJ T, HOU D H, DAEHN G S, *et al.* Acta Materialia[J], 2000, 48(6): 1225-1238.
- [12] SURI S, NEERAJ T, DAEHN G S, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 1997, 234-236: 996-999.
- [13] BACHE M R. International Journal of Fatigue[J], 2003, 25(9-11): 1079-1087.
- [14] CHO J R, DYE D, CONLON K T, *et al.* Acta Materialia [J], 2002, 50(19): 4847-4864.
- [15] WILLIAMS J C, BAGGERLY R G, PATON N E. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2002, 33(3): 837-850.
- [16] SINHA V, SPOWART J E, MILLS M J, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2006, 37(5): 1507-1518.
- [17] WAHEED S, ZHENG Z B, BALINT D, *et al.* Acta Materialia[J], 2019, 162: 136-148.
- [18] WOODFIELD A P, GORMAN M D, GORDERMAN R R, *et al.* Effect of Microstructure on Dwell Fatigue Behavior of Ti-6242[C]//Titanium'95: Science and Technology. London: Institute of Materials, 1996: 1116-1124.
- [19] QIU J K, MA Y J, LEI J F, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2014, 45(13): 6075-6087.
- [20] GHOSH S, MILLS M, ROKHLIN S, *et al.* The Evaluation of Cold Dwell Fatigue in Ti-6242[R]. Springfield: National Technical Information Service, 2007.
- [21] EVANS W, BACHE M. Scripta Metallurgica et Materialia[J], 1995, 32(7): 1019-1024.
- [22] EVANS W, BACHE M. International Journal of Fatigue[J], 1994, 16(7): 443-452.
- [23] NELSON H G, WILLIAMS D P, STEIN J E. Metallurgical and Materials Transactions B[J], 1972, 3(2): 469-475.
- [24] NELSON H G. Metallurgical Transactions [J], 1973, 4(1): 364-367.
- [25] PRÜBNER K, DECKER M, CHRIST H J. Advanced Engineering Materials[J], 2002, 4(5): 308-312.
- [26] GERLAND M, LEFRANC P, DOQUET V, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2009, 507(1-2): 132-143.
- [27] 赵永庆, 曾卫东, 林成. 中国材料进展[J], 2014, 33(9-10): 535-544.
ZHAO Y Q, ZENG W D, LIN C. Materials China[J], 2014, 33(9-10): 535-544.
- [28] LIU J R, YANG L N, WANG Q J, *et al.* Effect of Volume Fraction of Primary Phase on Dwell and Normal Cyclic Fatigue Behavior of Ti60 Alloy[C]//VENKATESH, VASISHT PILCHAK, ADAM L, *et al.* Proceedings of the 13th World Conference on Titanium. California: The Minerals, Metals & Materials Society, 2016: 955-958.
- [29] LEFRANC P, SARRZIN-BAODOUX C, DOQUET V. Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures [J], 2006, 83: 171-172.
- [30] PILCHAK A L. Scripta Materialia[J], 2014, 74: 68-71.
- [31] VIVEK C, KARTIK P, VAJINDER S, *et al.* International Journal of Fatigue[J], 2016, 91: 100-109.
- [32] PILCHAK A L, WILLIAMS J C. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2011, 42(4): 1000-1027.
- [33] BACHE M R. International Journal of Fatigue [J], 1999, 21(S1): 105-111.
- [34] EVAN W J. Scripta Materialia[J], 1987, 21(4): 469-474.
- [35] GERMAIN L, GEY N, HUMBERT M, *et al.* Acta Materialia [J], 2005, 53(13): 3535-3543.
- [36] GERMAIN L, GEY N, HUMBERT M, *et al.* Acta Materialia [J], 2008, 56(16): 4298-4308.
- [37] WHITTAKER R, FOX K, WALKER A. Materials Science and Technology[J], 2010, 26(6): 676-684.
- [38] GEY N, BOCHER P, UTA E, *et al.* Acta Materialia[J], 2012, 60(6-7): 2647-2655.
- [39] ZHENG Z B, STAPLETON A, FOX K, *et al.* International Journal of Plasticity[J], 2018, 111: 234-252.
- [40] ZHENG Z B, BALINT D, DUNNE F. Journal of the Mechanics and Physics of Solids[J], 2017, 107: 185-203.
- [41] READY A J, HAYNES P D, GRABOWSKI B. Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Science [J], 2017, 473(2203): 20170189.
- [42] JUN T S, ARMSTRONG D, BRITTON T. Journal of Alloys and Compounds[J], 2016, 672: 282-291.
- [43] WANG F, CUI W C. Materials Science & Engineering A[J], 2015, 642: 136-141.
- [44] 邱建科, 席国强, 马英杰, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2017, 46(s1): 124-128.
QIU J K, XI G Q, MA Y J, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2017, 46(s1): 124-128.
- [45] BACHE M R, EVANS W J, DAVIES H M. Journal of Materials Science[J], 1997, 32(13): 3435-3442.
- [46] UTA E, GEY N, BOCHER P, *et al.* Journal of Microscopy-Oxford [J], 2009, 33(3): 451-459.
- [47] YANG L, LOBKIS J W, ROKHLIN S. Ultrasonics [J], 2011, 51(3): 303-309.
- [48] YANG L, LOBKIS J W, ROKHLIN S. Ultrasonics [J], 2011, 51(6): 697-708.
- [49] PANETTA P D, THOMPSON R B. Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation[J], 1999, 18: 1717-1724.
- [50] MILLS M, GHOSH S, ROKHLIN S, *et al.* The Evaluation of Cold Dwell Fatigue in Ti-6242[R]. Springfield: National Technical Information Service, 2018.