

合金材料超高周疲劳行为的基本特征和影响因素 *

洪友士 赵爱国 钱桂安

(中国科学院力学研究所非线性力学国家重点实验室, 北京 100190)

摘要 合金材料在超高周疲劳下具有与低周和高周疲劳不同的裂纹萌生和扩展行为以及不同的 S-N 曲线特征. 材料的强度、循环加载的频率、所处的环境等都显著影响超高周疲劳的特性. 本文综述了合金材料超高周疲劳行为的基本特征和影响因素的研究进展.

关键词 合金材料, 超高周疲劳, 裂纹萌生, S-N 曲线, 疲劳强度, 加载频率, 加载环境

中图法分类号 TG113.2 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2009)07-0769-12

ESSENTIAL CHARACTERISTICS AND INFLUENTIAL FACTORS FOR VERY-HIGH-CYCLE FATIGUE BEHAVIOR OF METALLIC MATERIALS

HONG Youshi, ZHAO Aiguo, QIAN Gui'an

State Key Laboratory of Nonlinear Mechanics, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190

Correspondent: HONG Youshi, professor, Tel: (010)82543966, E-mail: hongys@imech.ac.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.10772178, 10721202 and 10532070)

Manuscript received 2009-05-25

ABSTRACT The research on very-high-cycle fatigue (VHCF) of metallic materials has become a new horizon in the field of metal research since 1980s. The behaviors of crack initiation and propagation, and the characteristics of S-N curve for metallic materials in the VHCF regime all differ from those in the low cycle and high cycle fatigue regimes. For VHCF, the cyclic stress is below the level of conventional fatigue limit and the crack initiation tends to shift from surface to interior. The defects of material, including inclusions, grain-boundary, phase interface and other micro-inhomogeneities may become interior crack initiation site. The S-N curve containing VHCF regime may present "duplex" or "step-wise" shape. The behaviors of VHCF for metallic materials are substantially affected by the strength of material, loading frequency, loading environment, etc. This paper attempts to review the research progress of essential characteristics and influential factors for VHCF behavior of metallic materials. In addition, the aspects for further research on VHCF of metallic materials are proposed, which are the process and mechanism of fatigue crack initiation and early growth, the effects of loading frequency and the environment on VHCF property, and development of quantitative model for VHCF.

KEY WORDS metallic material, very-high-cycle fatigue, crack initiation, S-N curve, fatigue strength, loading frequency, loading environment

对金属疲劳的研究始于 19 世纪中叶^[1]. 20 世纪以来, 在应用需求推动下, 研究者们揭示了金属疲劳各方面的现象, 取得了许多的成果. “疲劳”已经成为材料科学与力学相交融的重要分支学科之一. 在这些研究中, 乃至在教科书里, 金属疲劳通常被分为低周疲劳和高周疲劳 2 个

阶段. 前者一般指断裂周次小于 5×10^4 cyc 的疲劳过程, 后者一般对应 5×10^4 — 1×10^7 cyc 断裂周次的疲劳过程. 相应地, 试样经 10^7 cyc 不发生断裂所对应的疲劳强度被定义为疲劳极限^[2].

20 世纪 60 年代中期, Kikukawa 等^[3]在研究加载频率对低碳钢疲劳强度的影响时, 获得了超过 10^8 cyc 的实验结果, 但未指出存在超高周疲劳的特点. 20 世纪 80 年代中期, Naito 等^[4,5]又报道了渗碳钢的疲劳断裂可以发生在 10^7 cyc 甚至 10^8 cyc 以上, 且呈现特有的疲劳特征, 才逐渐萌发了合金材料超高周疲劳研究的新领域, 特

* 国家自然科学基金项目 10772178, 10721202 和 10532070

资助

收到初稿日期: 2009-05-25

作者简介: 洪友士, 男, 1951 年生, 教授, 博士

别是近年越来越受到疲劳研究者们^[6-13]的重视。

合金材料的超高周疲劳 (very-high-cycle fatigue, VHCF) 是指经受 10^7 cyc 以上甚至可以达到 10^{11} cyc 的载荷循环而发生疲劳损伤断裂的过程^[14], 且对应的循环载荷低于传统的疲劳极限。超高周疲劳亦称为 ultra-high-cycle fatigue^[15], ultra-long-life fatigue^[16] 或 gigacycle fatigue^[17]。国际上已举办了 4 届超高周疲劳学术会议: 1998 年于巴黎, 主题是“Fatigue Life in the Gigacycle Regime”; 2001 年于维也纳, 主题是“Fatigue in the Very High Cycle Regime”; 2004 年于日本京都/草津, 并正式称为 Third International Conference of Very High Cycle Fatigue (VHCF-3) 以及 2007 年于美国密歇根举行的 VHCF-4。

对于低周疲劳, 循环应力较高, 往往是应变控制的疲劳引起塑性变形, 从而导致裂纹萌生、扩展直至断裂; 裂纹扩展过程控制了材料的疲劳寿命。对于高周疲劳, 循环应力较低, 一般是应力控制的疲劳引起微区塑性变形累积, 并逐渐导致裂纹萌生以及随后的扩展和断裂; 裂纹萌生和初始扩展阶段占据了材料疲劳寿命相当大的部分。对于超高周疲劳, 循环应力更低, 使得表面微区塑性变形不易发生, 裂纹萌生和初始扩展阶段占据了疲劳寿命的绝大部分。

合金材料超高周疲劳的裂纹萌生和初始扩展呈现出与低周和高周疲劳不同的特有过程, 且具有不同的 S-N 曲线特征。材料的强度、循环加载的频率、材料所处的环境等都显著影响超高周疲劳的特性, 本文综述了合金材料超高周疲劳的基本特征和影响因素的研究进展, 包括疲劳裂纹萌生的特征、S-N 曲线的特征, 材料强度、加载频率和加载环境的影响。本文未涉及超高周疲劳相关的裂纹扩展和寿命预测模型。这方面已有若干文献, 如 Murakami 等^[16,18-20], Mughrabi^[21], Chapetti 等^[22] 和 Harlow 等^[23] 的研究。这些尝试一般是从裂纹萌生和初始扩展的特征出发, 提出模拟或预测的模型, 基本上仍处于经验归纳与描述的层面, 有待于更深入、更系统的探索与推演。

1 疲劳裂纹萌生与初始扩展的特征

裂纹萌生与初始扩展在很大程度上决定了合金材料的疲劳寿命, 这对于包含超高周阶段的疲劳问题更为突出。显然, 裂纹萌生与初始扩展的过程与机理是超高周疲劳研究的关键科学问题。

超高周疲劳裂纹萌生具有“鱼眼”特征的最早报道^[5]是在上世纪 80 年代, 即图 1a 所示的扫描电镜 (SEM) 图像^[24]。在光学显微镜 (OM) 下, “鱼眼”图像为亮区^[18], 如图 1b 所示。观察^[5,11,16-19,24-30]显示, 断面上的“鱼眼”是高强钢超高周疲劳裂纹内部萌生的典型特征, 且“鱼眼”中往往包含作为裂纹源的非金属夹杂物。因此, “鱼眼”的微观细节是研究超高周疲劳裂纹萌生和初始扩展的重要线索。图 1a 还显示了“鱼眼”中的夹杂

物周围有一衬度不同的区域。“Murakami 等^[16,18,19]称其为 ODA (optical dark area), Sakai 等^[25]称其为 FGA (fine granular area), Shiozawa 等^[24,29]称其为 GBF (granular bright facet), Ochi 等^[30]称其为 RSA (rough surface area)。图 2 是“鱼眼”特征示意图^[25]。

对于超高周疲劳裂纹萌生和初始扩展, Murakami 等^[18,19]的研究表明, OM 观察显示 ODA 为暗的区域,

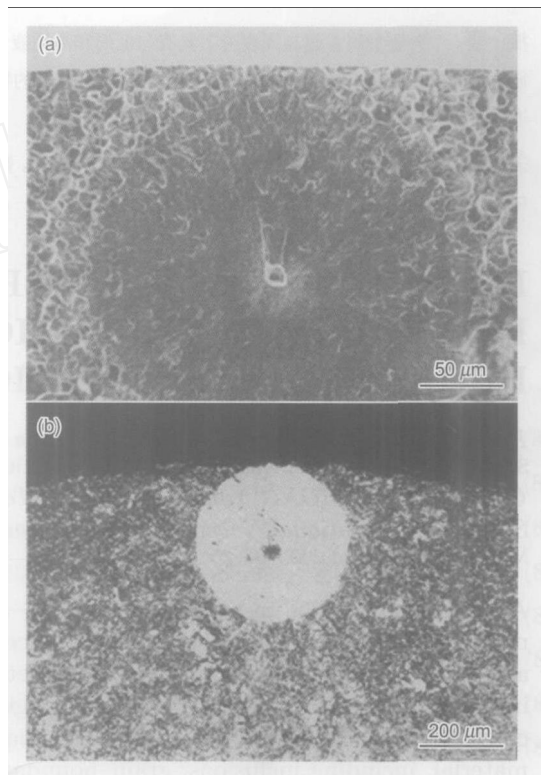


图 1 高强钢超高周疲劳断面的“鱼眼”形貌的 SEM 像^[24]和 OM 像^[18]

Fig.1 SEM^[24] (a) and OM^[18] (b) images of “fish-eye” morphology on fatigue fracture surface of high strength steels after VHCF (very-high-cycle fatigue) failure, indicating interior (subsurface) crack initiation

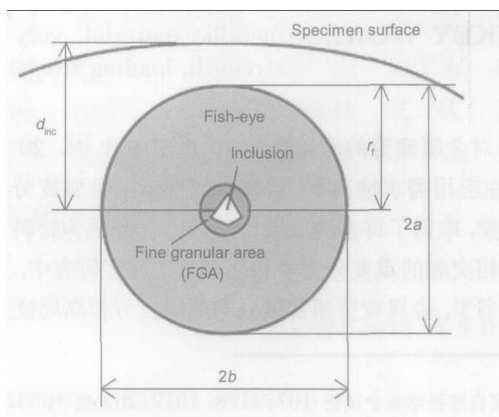


图 2 “鱼眼”特征示意图^[25]

Fig.2 Schematic of “fish-eye” feature^[25] (d_{inc} —depth of inclusion from surface, a —semi-axis of fish-eye in radial direction, b —semi-axis of fish-eye in circumferential direction, r_f —radius of fish-eye)

SEM 和原子力显微镜 (AFM) 观察显示 ODA 具有粗糙的表面, ODA 面积与其中非金属夹杂物尺寸之比随疲劳寿命增大而增大. 通过实验间接验证了 ODA 是疲劳应力与非金属夹杂物所捕获的 H 共同作用的结果. Takai 等^[31] 采用二次离子质谱方法, 直接探测出在非金属夹杂物与基体的界面确实有 H 的富集, 支持了这一判断. 图 3 给出了氢致开裂的 ODA 示意图^[32], 显示了超高周疲劳裂纹萌生和初始扩展机制.

Shiozawa 等^[24,29,33] 采用 SEM 和扫描探针显微镜观察表明, GBF 具有相对粗糙的表面, GBF 控制了超高周疲劳过程, 其对应的应力强度因子幅值 ΔK 与裂纹扩展门限值 ΔK_{th} 基本一致. 检测到 GBF 区域的微小隆起和凹陷的尺寸分布与细小碳化物的尺寸分布对应, 并通过电子探针显微分析表明 GBF 为富碳区; 另一方面, 采用断面形貌分析法模拟显示, 在非金属夹杂物周围发生微裂纹弥散萌生、扩展和汇合. 从而认为 GBF 的形成与非金属夹杂物周围的弥散碳化物直接相关, 提出超高周疲劳裂纹源区 GBF 的形成机理, 即球状碳化物弥散分离 (dispersive decohesion of spherical carbide) 模型^[33].

近期, Yang 等^[34] 采用氢致开裂的观点进一步分析了高强钢超高周疲劳裂纹萌生和初始扩展的过程, 结果显示: 基体中的 H 和非金属夹杂物以及碳化物捕获的 H 在高应力区富集, 导致在非金属夹杂物的裂纹萌生和初始扩展; 初期, 每个载荷循环引起的裂纹增量 Δl 小于对应的塑性区尺寸 r_p , 裂纹在富集 H 的塑性区内生长, H 与力学载荷共同作用, 造成 GBF 区的裂纹面相对粗糙; 当 $\Delta l > r_p$, 每个载荷循环引起的裂纹增量超越塑性区, 进入 H 浓度低的区域, 裂纹面不再粗糙, 形成 GBF 区的过程停止. 此外, 细小碳化物捕获 H, 弱化其与基体的结合, 也对 GBF 中初始裂纹生长起促进作用.

Nishijima 和 Kanazawa^[28] 研究了不同表面硬化层厚度的高强钢的超高周次疲劳行为, 认为内部疲劳裂纹通常是在硬化层下的原奥氏体晶界的非金属夹杂处萌生. 若材料中的夹杂含量少, 则裂纹趋于在大晶粒里的马氏体板条间形成. 对于尺寸相同的缺陷, 内部缺陷的应力强度因

子比表面缺陷的应力强度因子小. 此外, 由于环境的影响, 表面缺陷处更易萌生微裂纹, 而且其扩展速率比内部裂纹大. 因此, 裂纹内部起源的疲劳寿命长于表面起源的疲劳寿命.

总之, 对于高强钢的超高周疲劳, 非金属夹杂物作为裂纹源, 裂纹初始扩展呈现“鱼眼”特征, 夹杂物周边衬度不同的微区具有粗糙表面, 与相关夹杂物尺寸之比随疲劳寿命增大而增大, 对应的 ΔK 值与 ΔK_{th} 基本一致, 并控制了裂纹初始扩展从而控制了超高周疲劳过程, 这些均是低周和高周疲劳不同的典型特征, 且是已被证实的结论.

在合金材料的超高周疲劳中, 裂纹起源也可以不是非金属夹杂物. Umezawa 和 Nagai^[35] 在 24Cr-15Ni 和 32Mn-7Cr 奥氏体钢的高周和超高周疲劳阶段观察到, 裂纹在亚表面沿晶萌生, 可能的机理是: 由 (111)(110) 位错引发局部变形促进了非协调的晶界变形, 导致沿晶开裂; 相应的疲劳强度随亚表面裂纹源尺寸增大而减小. Chai^[36] 对马氏体-铁素体双相低合金钢和马氏体-奥氏体双相不锈钢的研究表明, 在超高周疲劳阶段存在“亚表面非缺陷疲劳裂纹萌生”, 裂纹源特征为板条小平面和脊状小平面并可见滑移带, 这是两相之间变形失配引起软相循环塑性变形局部化所致. Zhang 等^[37] 研究了夹杂物尺寸对超高周疲劳行为的影响. 结果表明, 对于夹杂物平均尺寸分别为 2.4 和 3.0 μm 的 54SiCrV6 和 50CrV6 洁净钢, 疲劳裂纹起源于小尺度的 VC 颗粒群; 对于夹杂物平均尺寸为 1.0 μm 的 54SiCr6 洁净钢, 裂纹起源于富 C 区. 洁净钢的非金属夹杂物平均尺度小, 超高周疲劳裂纹不萌生于夹杂物, 其疲劳强度明显提高. Bathias^[38] 观察到, 对于钛合金和镍合金, 超高周疲劳的裂纹萌生虽然倾向于发生在内部, 但对于钛合金, α 相板条是内部裂纹源; 对于镍合金, 夹杂物和孔洞缺陷均可成为内部裂纹源; 上述均无明显的“鱼眼”特征. 超高周疲劳的循环塑性变形非常小, 内部缺陷相对表面缺陷的作用更显著, 且内部存在缺陷的几率比表面大. Zuo 等^[39] 研究表明, 在 Ti-6Al-4V 中, 由于微结构的不均匀性, 超高周疲劳裂纹从内部起源, 萌生于 α_p 晶粒、 α_p 晶界、 α - β 相界等. Yao 和 Guo^[40] 观察到 LC4CS 铝合金超高周疲劳的裂纹起源于内部, 不均匀的微区塑性变形导致裂纹萌生, 但无“鱼眼”特征. Yang 等^[41] 报道了挤压 AZ31 镁合金超高周疲劳的裂纹起源于表面和亚表面, 裂纹沿变形孪晶生长, 晶粒细化可提高疲劳强度.

综上所述, 合金材料的超高周疲劳裂纹以内部起源为主, 但裂纹萌生点和裂纹初始扩展特征对于不同的材料可能存在差异. 为了说明疲劳裂纹表面起源与内部起源的转移和竞争, 本课题组^[42,43] 引入了一个新的参数 D^*

$$D^* = N_i/N_s \quad (1)$$

其中, N_i 是裂纹在内部萌生所需的周次, N_s 是裂纹在表

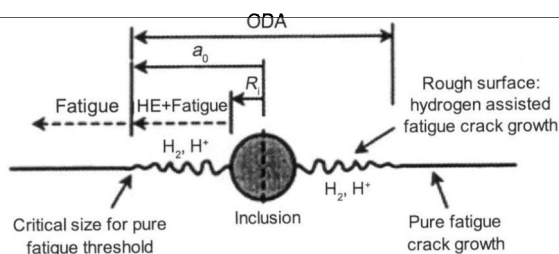


图 3 内部夹杂物捕获 H 促进超高周疲劳裂纹萌生和初始扩展示意图^[32]

Fig.3 Schematic of internal inclusion trapped hydrogen and then assisted crack initiation and early propagation under VHCF^[32] (HE—hydrogen embrittlement, a_0 —radius of ODA, R_i —radius of inclusion)

面萌生所需的周次. 当 $N_s < N_i$, 即 $D^* > 1$, 裂纹在表面萌生; 反之, 当 $N_s > N_i$, 即 $D^* < 1$, 裂纹在内部萌生. 实际上, D^* 是 2 个广义时间参量之比, 可称其为 Deborah 数. 模拟结果^[42,43]表明, 在相对小的载荷下, 随夹杂物尺度增大、晶粒尺度减小和位错阻力增大, 均增加疲劳裂纹在内部萌生的可能性.

2 S-N 曲线的特征

S-N 曲线反映了材料疲劳寿命 N_f 随循环载荷变化的趋势, 包含了疲劳裂纹萌生和扩展的机理, 是表征疲劳性能的基本图示. 高强度合金材料超高周疲劳的 S-N 曲线往往具有 2 个拐点的“阶梯状”或“双线性”形态^[4,5,24-30,32,44]. 这亦是与低周和高周疲劳迥然不同的典型特征.

Naito 等^[5]最先报道了 SCM415 钢 (15CrMo) 表面渗碳状态的 S-N 曲线为“阶梯状”(图 4), 与 2 个拐点对应的是 $N_f < 10^5$ cyc 和 $N_f > 10^6$ cyc 的两段结果; 即使载荷周次达到 10^8 cyc, 亦无明显的疲劳极限平台. Asami 和 Sugiyama^[44]关于“阶梯状”S-N 曲线的结果也是早期报道之一.

对于 SUJ2 钢, Sakai 等^[25]由轴向循环加载获得“双线性”的 S-N 曲线(图 5a), 分别对应裂纹表面起源和内部起源(“鱼眼”特征); 而当旋转弯曲加载时, S-N 曲线整体上移, 双线性更为明显, 即包含相对较宽的平台阶段(图 5b); 这个差别归因于旋转弯曲加载时, 试样截面从表面到中心受力的线性减小. Shiozawa 等^[24]在对高强度 SUJ2 钢研究时, 获得表面和内部 2 种裂纹萌生模式的 S-N 曲线, S-N 曲线为“双线性”, 而非“阶梯状”.

图 6 是 Nishijima 和 Kanazawa^[28]给出的整体 S-N 曲线示意图. 可见, 裂纹表面起源和内部起源 2 种机制具有各自的 S-N 曲线, 即双 S-N 曲线. 表面起源部分与内部起源分别对应各自的疲劳极限, 由于裂纹内部起源的载荷条件低于表面起源的载荷条件, 内部起源受环境影响亦弱于表面起源, 因此内部起源的裂纹速率相对小, 寿命相对长; 只有表面起源受抑制, 才可能发生内部起源. Chapetti 等^[32]认为, 对于“阶梯状”或“双线性”的 S-N

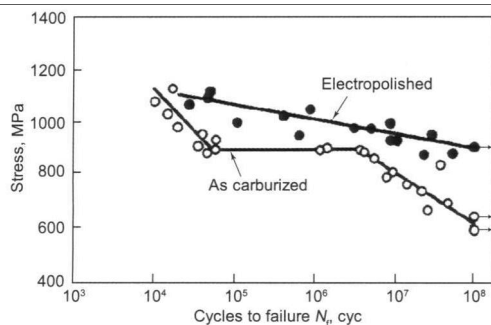


图 4 SCM415 钢旋转弯曲实验的 S-N 曲线^[5]

Fig.4 S-N curves of rotating bending fatigue test for steel SCM415, showing step-wise curve for surface carburized specimen^[5]

曲线, 表面裂纹起源的曲线特征取决于裂纹长度阈值, 而内部起源的曲线特征取决于夹杂物的形状和尺度、残余应力、H 富集程度等.

Shiozawa 和 Lu^[29]归纳了 S-N 曲线的特征: 在高应力短寿命端, S-N 曲线归因于裂纹表面起源和生长, 阻止表面裂纹生长的临界应力即为疲劳极限; 在低应力长寿命端, S-N 曲线归因于裂纹内部起源和生长. 含表面硬化层的高强钢的 S-N 曲线有 4 种类型(图 7): 第 1 类为通常的 S-N 曲线, 由裂纹表面起源主导, 内部起源基本不发生; 第 2 类为“阶梯形”S-N 曲线, 表面起源导致的 S-N 曲线与疲劳极限平台连接, 平台右侧出现内部起源导致的 S-N 曲线; 第 3 类是基本连续变化的 S-N 曲线, 表面和内部起源发生在基本相同的载荷周次, 即 2 种起源均可能

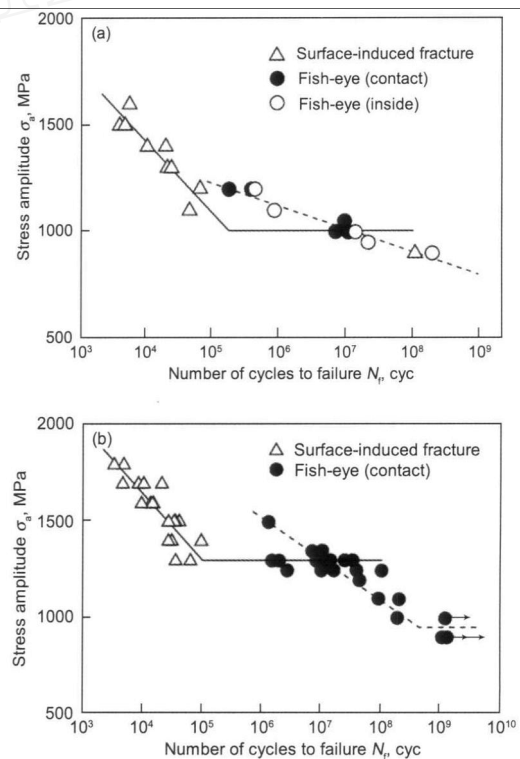


图 5 SUJ2 钢的 S-N 曲线^[25]

Fig.5 S-N curves of axial loading test (a) and rotating bending test (b) for steel SUJ2^[25]

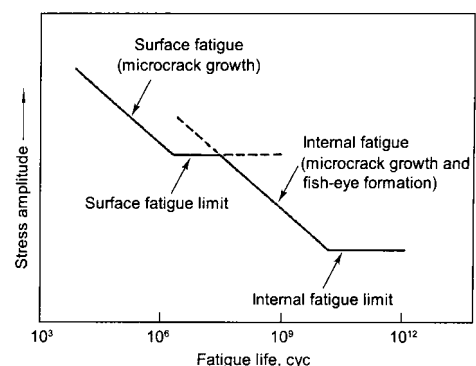


图 6 “双线性”S-N 曲线示意图^[28]

Fig.6 Schematic of duplex S-N curve^[28]

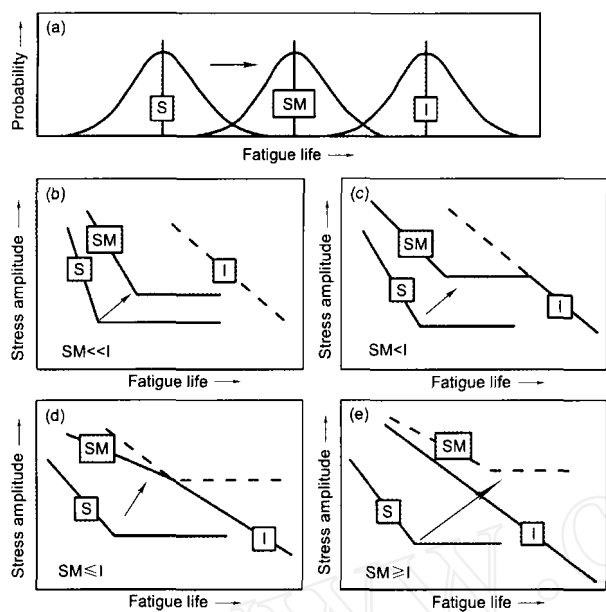


图 7 采用“双线形”S-N 曲线概念对含有表面硬化材料的分类 [29]

Fig.7 Classification of S-N curves of material and case-hardened material according to the concept of duplex S-N curve^[29] (S—surface fracture mode of untreated material, SM—surface fracture mode of case-hardened material, I—internal fracture mode of case-hardened material, arrows indicating curve transition tendency)
 (a) probability of crack initiation vs fatigue life
 (b) type 1, crack initiated at surface
 (c) type 2, step-wise curve
 (d) type 3, continuous curve
 (e) type 4, single-wise curve, internally initiated crack to be main factor

发生；第 4 类是裂纹内部起源起主导作用的单一 S-N 曲线。

然而，合金材料超高周疲劳的 S-N 曲线不总是“阶梯状”或“双线形”特征。在 24Cr-15Ni 和 32Mn-7Cr 奥氏体钢的高周和超高周疲劳阶段，S-N 曲线呈逐渐下降形态 [35]。对于马氏体 - 铁素体双相低合金钢和马氏体 - 奥氏体双相不锈钢，在低周端，S-N 曲线逐渐下降；在 10^6-10^8 cyc 区间，曲线呈现平台特征 [36]。对于钛合金 [38,39]，Udimet 500 合金 [38]，镍合金等 [38]，铝合金 [40]，镁合金 [41] 等，S-N 曲线亦为逐渐下降的特征。此外，腐蚀环境使得合金材料超高周疲劳的 S-N 曲线变为连续下降形态，这将在本文的第 5 部分叙述。

3 材料强度对超高周疲劳行为的影响

材料的化学组分和微结构形态决定了其强度及其它力学性质。一般地，组分不同的材料或组分相同但微结构形态不同的材料，其强度级别不同。合金材料的强度对其超高周疲劳行为的影响，其内在原因是材料组分和微结构形态变化的影响。

材料的强度对其疲劳极限有显著影响。Abe 等 [45] 汇集了一组数据，对于抗拉强度 $\sigma_b \leq 1200$ MPa，即强度较低的低合金钢，疲劳裂纹起源于表面，由通常的 10^7 cyc 确定疲劳极限 σ_w ，也称为表面疲劳极限。数据汇集显示出 σ_w 与 σ_b 呈线性关系，即 $\sigma_w = 0.53\sigma_b$ 。对于 $\sigma_b \geq 1200$ MPa 的高强钢，超高周疲劳的裂纹起源于内部，若以 10^8 cyc 确定疲劳极限，其数值明显低于 $\sigma_w = 0.53\sigma_b$ 的规律 (图 8)。

本文对低合金钢的疲劳极限数据作了大范围的采集，如图 9 所示。该图的数据引自 32 篇文献 [9, 10, 29, 30, 36, 43, 45—70]，涵盖了 58 组材料状态 (同种材料不同热处理态被作为不同的材料状态)。对于包含超高周阶段的结果，仍取 10^7 cyc 平台区对应的强度为疲劳极限，即裂纹表面起源疲劳极限。图 9 显示 σ_w 随 σ_b 增大而增大，即 $\sigma_w = \sigma_0 + 0.432\sigma_b$ ($\sigma_0 = 58.4$ MPa)，若令回归曲线经过原点，则 $\sigma_w = 0.468\sigma_b$ 。与图 8 比较，当强度范围扩大， σ_w 与 σ_b 关系的斜率减小。

一般地，确定疲劳安全寿命的经典方法是 Gauss 函

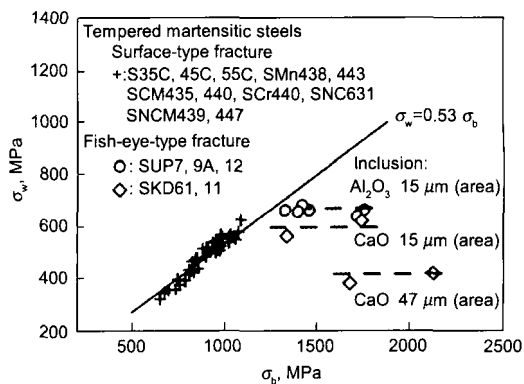


图 8 疲劳极限与抗拉强度的关系 [45]

Fig.8 Relationship between fatigue limit σ_w and tensile strength σ_b [45]

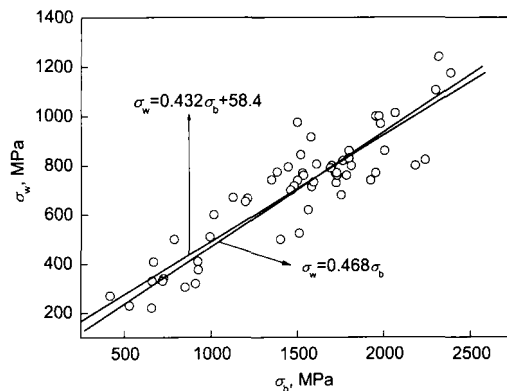


图 9 58 组材料状态的疲劳极限与抗拉强度的关系，数据取自文献 [9, 10, 29, 30, 36, 43, 45—70]

Fig.9 Relationship between fatigue limit σ_w and tensile strength σ_b , 58 data from Refs.[9, 10, 29, 30, 36, 43, 45—70]

数法^[38,71,72]: 当循环载荷小于 $\sigma_w - 3s$ (s 为标准差), 则断裂概率趋于 0; 若 s 设为 10 MPa, 则安全寿命为 $(\sigma_w - 30)$ MPa. 然而, 对于多数合金材料, 10^6 和 10^9 cyc 所对应的疲劳强度差明显大于 30 MPa. 如 Bathias 等^[69] 分析了 15 种材料的 S-N 曲线, 考察了疲劳寿命在 10^6 与 10^9 cyc 时所对应的疲劳强度的差值, 表明材料强度较低时此差值较小, 一般不大于 50 MPa; 但对于高强度材料, 此差值可达 200 MPa. 本文对上述 58 组材料状态的数据作了分析, 如图 10 所示. 其中, 纵坐标为疲劳寿命在 10^7 与 10^9 cyc 时所对应的疲劳强度差值. 总体上, 强度高的材料差值大, 且分散度大; 对于强度在 1250 MPa 以上的材料 (状态), 此强度差值在 50 MPa 以上的占 58%. 鉴于合金材料超高周疲劳损伤与断裂的特性, 对其仍采用原有的设计理念将带来很大的安全隐患^[72].

如前所述, 并不是所有的超高周疲劳都呈现内部裂纹起源, 而且可能发生内部起源而导致断裂所对应的低端疲劳周次也不一样. 高强度材料在 10^5 cyc 就可能出现内部起源导致断裂, 而低强度材料在 10^8 cyc 才可能出现内部起源导致断裂. 而且, 大部分低强度材料甚至不发生内部裂纹起源. 为此, 本文汇集了 32 篇文献^[9, 10, 29, 30, 36, 43, 45—69, 73] 的数据, 给出裂纹起源与材料抗拉强度的关系, 如图 11 所示. 其中, 纵坐标表示材料发生 10^7 cyc 以上周次断裂时内部起源的试样数 n_i 与所有试样数 n_t 的比值. 可见, 当材料抗拉强度大于 1611 MPa 时, 裂纹均为内部起源; 反之, 表面起源和内部起源均可发生; 在低强度端, 裂纹倾向于在表面萌生. 考虑超高周疲劳裂纹的内部起源, 并注意到轴向加载与旋转弯曲加载的差异, 对于抗拉强度大于 1611 MPa 的数据, 区分轴向加载与旋转弯曲加载, 分别汇集了 S-N 曲线数据, 如图 12 所示. 其中, 图 12a 的数据引自 12 篇文献^[9, 10, 36, 45, 48, 51—54, 56, 57, 73], 图 12b 的数据引自 7 篇文献^{[29,}

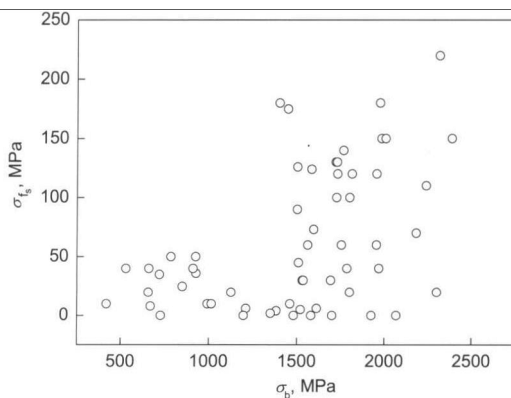


图 10 58 组材料状态的疲劳强度差值与抗拉强度的关系, 数据取自文献^[9, 10, 29, 30, 36, 43, 45—70]

Fig.10 Fatigue strength difference $\Delta\sigma_{f_s}$ between 10^7 and 10^9 cyc vs tensile strength σ_b , 58 data from Refs.[9, 10, 29, 30, 36, 43, 45—70]

30, 43, 45, 47, 49, 50]. 图 12 表明, 发生超高周疲劳的 S-N 数据具有很宽分布带; 对于旋转弯曲加载 (图 12b) 情形似有平台特征; 此外, 未见明显的规律.

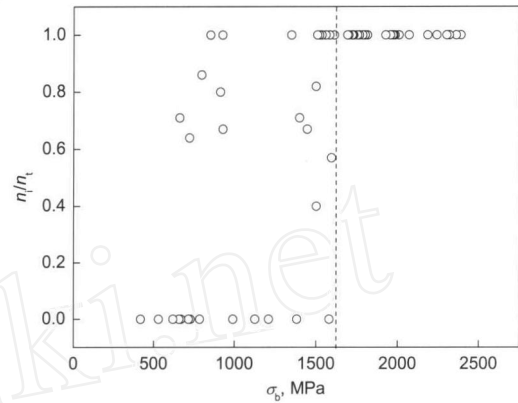


图 11 58 组材料状态的 10^7 cyc 以上周次断裂时内部起源试样数 n_i 占有试样数 n_t 的比值与抗拉强度的关系, 数据取自文献^[9, 10, 29, 30, 36, 43, 45—69, 73]

Fig.11 Ratio of crack interior initiation specimens n_i to total number of specimens n_t above 10^7 cyc vs tensile strength σ_b , 58 data taken from Refs.[9, 10, 29, 30, 36, 43, 45—69, 73]

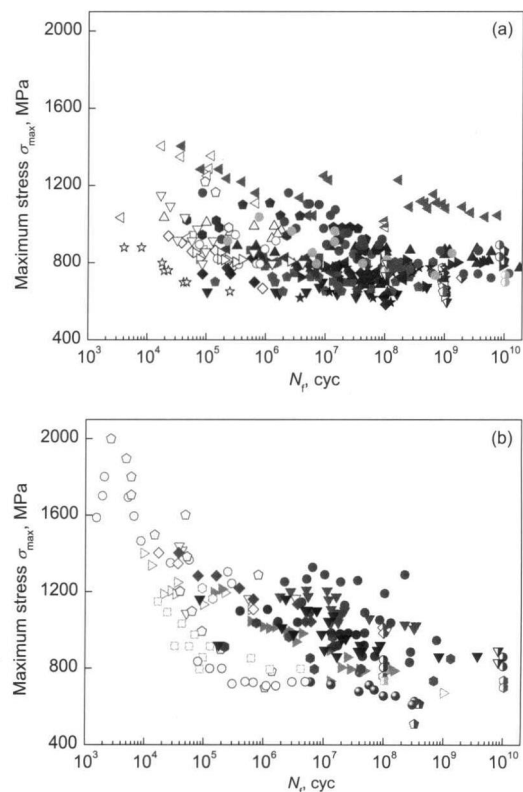


图 12 抗拉强度为 1611 MPa 以上的 S-N 数据汇集

Fig.12 S-N data for tensile strength larger than 1611 MPa

(a) axial cyclic test, data from Refs. [9, 10, 36, 45, 48, 51—54, 56, 57, 73]

(b) rotating bending test, data from Refs.[29, 30, 43, 45, 47, 49, 50]

4 加载频率对超高周疲劳行为的影响

采用常规频率进行超高周疲劳实验相当耗时. 以旋转弯曲实验的频率为 52 Hz 时为例, 达到 10^8 cyc 需 23 d. 为此, 采用超声频率 (如 20 kHz) 循环加载, 达到 10^9 cyc 只需 14 h. 但需注意超声频率与常规频率实验结果的可比性以及高频率下材料的疲劳机理可能发生变化.

疲劳裂纹萌生和扩展与局部塑性变形有关, 而塑性变形是通过位错增殖和滑移而实现的. 在高频率加载时, 位错克服障碍的时间相对少, 塑性变形跟不上外加载荷变化, 使塑性变形阻力升高, 塑性变形量减少.

在常规频率疲劳实验时, 试样有充足的时间与环境进行热交换, 其温升不明显. 文献 [74] 采用热像法探测压力容器钢疲劳加载中试样表面温升, 20 Hz 加载的温升不到 3 °C; 而在较高的频率下 (1000 Hz) 加载, 即使应力较低, 试样的温升达 50—120 °C.

4.1 对 fcc 金属的影响

对于 fcc 金属, Laird 和 Charsley^[75] 认为, 由于其位错激活能较小, 临界剪切力低, 剪切力的应变率敏感性也小, 在高频率下滑移系仍然很活跃, 因此加载频率对 fcc 金属影响很小. 如 Cu 单晶在潮湿空气、室温和低温环境受超声频率及 0.01 和 25 Hz 的循环载荷得到的平台应力及位错结构都相似^[76-80]. Roth 等^[81] 采集了多篇文献中, 受不同频率且疲劳周次在 10^6 cyc 以上的 Cu 试样的 83 个数据点, 表明频率无明显影响. 此外, 加载频率对 fcc 金属疲劳裂纹扩展速率的影响也很小^[82,83].

4.2 对 bcc 和 hcp 金属的影响

对于 bcc 金属, 其位错激活能较高, 临界剪切力较大, 因此对加载频率比较敏感. 同种材料的频率效应还与外加载荷有关. 一般地, 塑性应变幅较大时具有频率效应; 反之无频率效应. 如工业纯 Nb, 在塑性应变幅较大的低周疲劳阶段有明显的频率效应^[84]; 塑性应变幅较小时则没有频率效应^[85], 高、低频率下的疲劳寿命基本一致.

加载频率有可能影响 bcc 金属的疲劳机理, 由于高频率下位错难以被激活, 断裂模式将由延性转为脆性. 如工业纯 Ta 的断口在低频下呈延性断裂模式, 在高频率下呈脆性断裂模式^[85]. 对于多晶 α -Fe, 在 0.1 和 100 Hz^[86] 及 100 Hz 和 20 kHz^[87] 下, 其裂纹扩展速率差异不大. 但疲劳寿命发生了变化, 在低应变率下疲劳裂纹沿驻留滑移带萌生和发展, 疲劳寿命由于强烈的应变局域化而变短. 在高应变率下变形均匀化, 可导致晶间裂纹和较长的疲劳寿命.

hcp 金属与 bcc 金属类似, 其位错激活能较高, 在高频率下滑移不易进行. 如工业纯 Ti, 在低周疲劳阶段, 高频率下疲劳裂纹萌生被抑制, 裂纹扩展速率降低, 20 Hz 受载的裂纹速率仅为 0.02 Hz 下的 50%^[88,89]; 但在超高周疲劳阶段频率的影响较小, 20 kHz 下的疲劳极限仅比

100 Hz 下的数值高 13%^[85].

4.3 对合金材料的影响

合金材料的强度较高, 位错可动性较小, 因此频率效应降低. 对于外加应力较大、塑性变形也较大的情形, 频率效应较明显. 对于外加应力较小, 在接近于疲劳极限及裂纹扩展门槛值时, 频率的影响则很小.

如 2024-T3Al 合金, 对于较高的 ΔK 值, 加载频率为 0.016, 0.1 和 120 Hz 时, 裂纹扩展速率有较大的差异^[90]. 对于 ΔK 值较低, 加载频率为 20 Hz 和 20 kHz 时几乎无区别^[91,92]. 对于 Ni-Al 青铜^[82], 当裂纹扩展速率在 10^{-8} — 10^{-7} m/cyc 时, 在 0.1—100 Hz 下, 裂纹扩展速率变化仅 13%. 类似现象在 7075Al 合金^[91,92]、304 不锈钢^[93,94] 和 18% 铁素体不锈钢^[95] 中存在.

在裂纹扩展门槛附近, 软钢^[96] 和镍基高温合金^[97] 的裂纹扩展速率在高、低频率下基本无变化, 门槛值也相近. Boyce 和 Ritchie^[98] 对 Ti-6Al-4V 的研究发现, 对于不同的应力比 (0.1, 0.5 和 0.8), 加载频率为 50 和 1000 Hz 及 20 kHz 时对 ΔK_{th} 值基本没有影响, 但在应力比较高时, 高频率加载对应的裂纹扩展速率较快.

对于合金材料, 一般认为循环硬化的材料无频率效应, 循环软化的材料呈现频率效应. 屈服比大于 1.4 的材料呈循环硬化, 屈服比小于 1.2 的材料呈循环软化, 屈服比处于两者之间则兼有^[60,67,99]. 符合这个规则的材料很多, 如 17-4PH(镍铬钢)^[99]、40Cr 钢^[55] 和 50 钢^[60] 等, 其屈服比小于 1.2, 超声频率加载下疲劳寿命高于常规加载频率下的疲劳寿命. 2024-T3 Al 合金^[90]、GS51 球墨铸铁^[57] 等, 屈服比大于 1.4, 加载频率无显著影响. 但也存在不符合此规则的情形, 如 NF 100C6^[100], 低温回火 JIS-SNCM439^[73], JIS-SUP7/SUP12^[45,56], Ti-6Al-4V^[7] 等. 如图 13 显示 $\sigma_b=1955$ MPa 的淬火-低温回火 SNCM439 钢, 在 100 和 600 Hz 及 20 kHz 循环加载的疲劳强度呈较宽的分散带, 未显示出加载频率的影响趋势^[73].

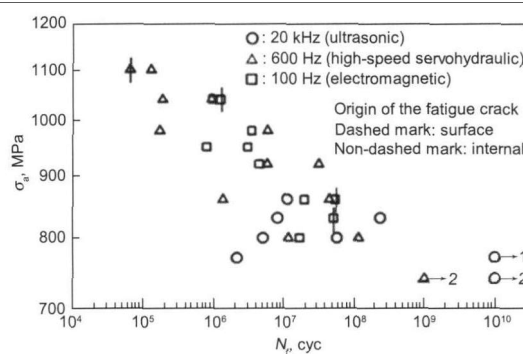


图 13 低温回火 JIS SNCM 439 钢的 S-N 数据^[73]

Fig.13 S-N data of low temperature tempered JIS SNCM 439 steel^[73], arrowed symbols representing unbroken specimens

近期研究 [6] 显示, 对于 Ti-6Al-4V 3 个炉号 (A, B, C) 的试样, 其强度均为 900 MPa, 如图 14 所示. 可见, A 和 B 两组试样无频率效应, C 组试样 (强度略低) 呈现频率效应, 表明频率效应对微结构的敏感性; C 组试样在所有周次的疲劳断裂均是表面起源. 文献 [6] 推断裂纹内部起源时, 无频率效应; 表面起源由于局部塑性变形的阻滞而呈现频率效应. 此外, 还有报道 [74] 压力容器钢高频率加载的疲劳强度低于低频率加载的情况 (图 15).

5 环境介质对超高周疲劳行为的影响

对合金材料超高周疲劳行为的研究结果基本上都是在空气环境中得到的, 只有为数不多的报道涉及环境介质的影响, 如文献 [47, 70, 91, 92, 101—105].

Nakajima 等 [101] 对 AISI4340 钢进行了 52.5 Hz 下的旋转弯曲测试, 结果如图 16 所示. 可见, 湿度较大的环境 (实验室空气) 比干燥空气的 S-N 曲线平台应力低 (约 200 MPa); 在蒸馏水环境, S-N 曲线呈连续下降形态, 高周和超高周阶段的疲劳强度比空气中的数值显著降低; 认为蒸馏水促进试样表面活化, 导致在 S-N 曲线的

整个范围, 裂纹均从表面萌生. 进而归纳 [102](图 17) 得出, 在干燥空气中, 疲劳裂纹均从亚表面萌生, 相应的 S-N 曲线代表材料的本征疲劳强度; 当循环载荷足够小, 以至于内部裂纹达不到萌生条件, 即对应材料的本征疲劳极限; 湿度促进表面活化, 导致裂纹表面萌生, 降低 S-N 曲线平台应力; 随实验环境腐蚀强度的增加, 表面活化更为强烈,

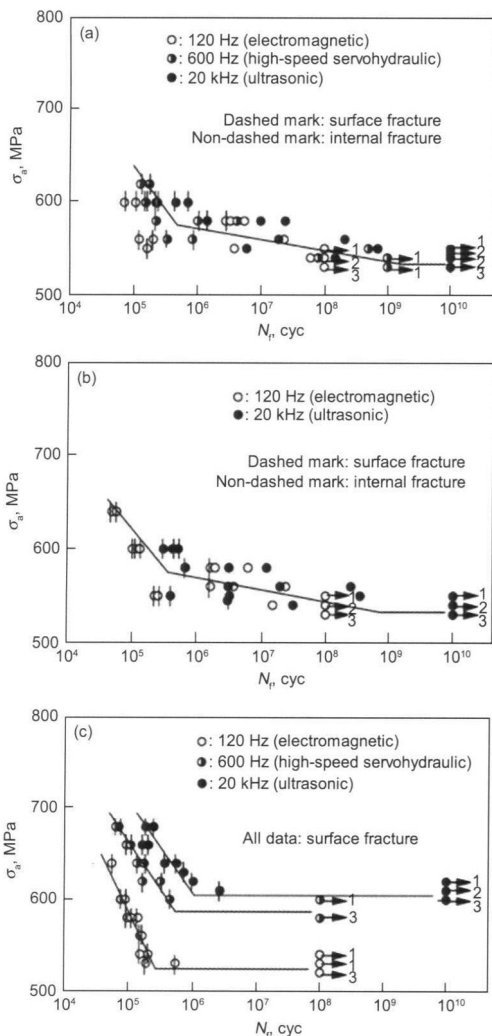


图 14 Ti-6Al-4V 合金的 S-N 曲线 [6]
Fig.14 S-N diagrams on smooth specimens for heats A (a), B (b) and C (c) of Ti-6Al-4V alloy [6]

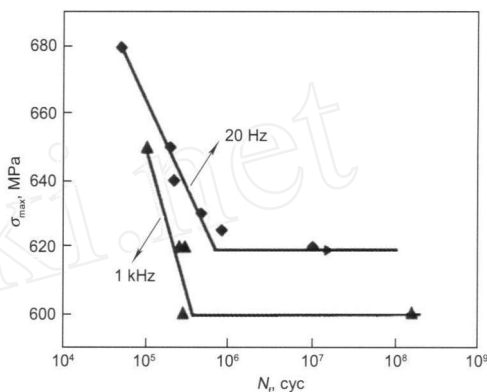


图 15 压力容器钢在加载频率为 20 和 1000 Hz 时的 S-N 曲线 [74]
Fig.15 S-N curves of pressure vessel steel at two loading frequencies [74]

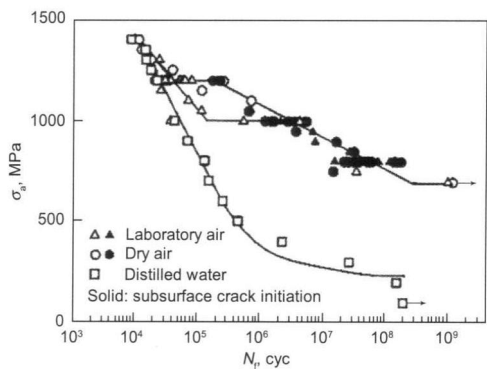


图 16 SNCM439 钢在不同载荷环境下的 S-N 曲线 [101]
Fig.16 S-N curves of SNCM439 steel under different loading environments [101]

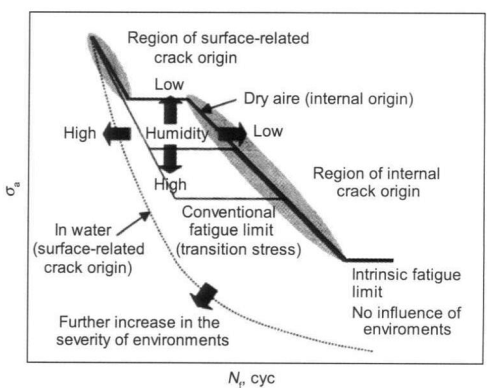


图 17 湿度对高强钢裂纹萌生及 S-N 曲线趋势的影响 [102]
Fig.17 Schematic showing effects of humidity on crack initiation in high strength steel and associated S-N characteristics [102]

裂纹从表面萌生, 疲劳寿命显著降低, S-N 曲线不呈阶梯状, 也无疲劳极限平台。

Petit 等^[103]对 Ti-6Al-4V 合金在空气和真空环境中的裂纹扩展速率 da/dN 进行了测试, 结果如图 18 所示。可见, 频率对裂纹扩展速率无影响, 而环境对裂纹扩展速率有明显影响。尽管空气和真空中材料的 ΔK_{th} 值相近 (分别为 2.6 和 2.7 $MPa \cdot m^{1/2}$), 但在裂纹初始扩展阶段, 空气中的裂纹扩展速率比真空环境的高 2 个量级, 并归因于 H 的共同作用促进了疲劳裂纹扩展。

Holper 等^[91,92]对铝合金的研究表明, 加载环境显著影响 ΔK_{th} 和裂纹扩展速率。当裂纹扩展速率为 3.5×10^{-13} m/cyc, 空气中的 ΔK_{th} 是真空环境的 60%—90%; 裂纹扩展速率为 10^{-10} m/cyc 时, 空气中 ΔK_{th} 是真空环境的 45%—55%; 空气中裂纹扩展最大速率为 5×10^{-11} m/cyc, 真空环境裂纹扩展最大速率为 5×10^{-12} m/cyc。Stanzl-Tschegg^[104]在近门槛区的研究结果表明, 湿度大的环境导致 2024-T31 铝合金 (同样应力强度因子幅值) 具有明显快的裂纹扩展速率。

Ebara^[70,105]对 12Cr 不锈钢在不同浓度的 NaOH 水溶液中的超声腐蚀疲劳实验的 (14.9 kHz) 研究表明, 疲劳强度随 NaOH 浓度增大而弱化 (图 19)。认为裂纹根部介质浓度的升高, 会促进裂纹生长。对船用结构钢的超声腐蚀疲劳 (14.9 kHz) 实验研究^[70]表明, 水和海水环境的疲劳强度差异显著 (图 20)。焦油环氧树脂涂层能有效改善结构钢的疲劳强度, 当表面涂层厚度为 100—300 μm 时, 对应 10^{10} cyc 的疲劳强度从 100 提高到 300 MPa。

近期, 钱桂安等^[47]对 40Cr 钢在空气、水和 3.5%NaCl 水溶液环境中进行 52.5 Hz 下的旋转弯曲加载实验, 结果如图 21 所示。可见, 在水和 3.5%NaCl 水溶液中, 疲劳强度明显弱化: 对应于 10^7 cyc, 水中的疲劳强度为空气中的 34%; 3.5%NaCl 水溶液中的疲劳强度为空气中的 10%; 对应于 10^8 cyc, 水中的疲劳强度仅为空气中的 21%; 3.5%NaCl 水溶液中的疲劳强度仅为空气中的

5.8%。在水和 3.5%NaCl 水溶液中, 疲劳裂纹多源萌生; 表面开裂与亚表面微孔洞汇合导致裂纹初始扩展; 裂纹沿晶界扩展并有广泛分布的沿晶二次裂纹, 认为腐蚀疲劳的机理是氢致开裂。

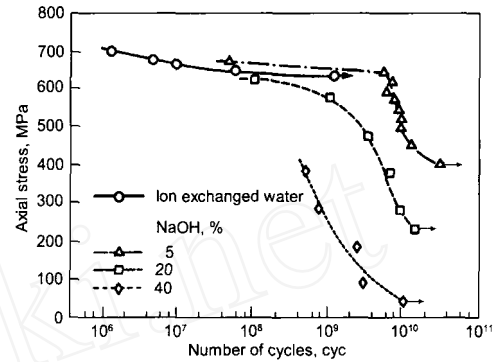


图 19 12Cr 不锈钢在不同浓度 NaOH 水溶液中的 S-N 曲线^[70]
Fig.19 S-N curves of 12Cr stainless steel in NaOH aqueous solution with different concentrations ($f=14.9$ kHz, stress ratio $R=-1$)^[70]

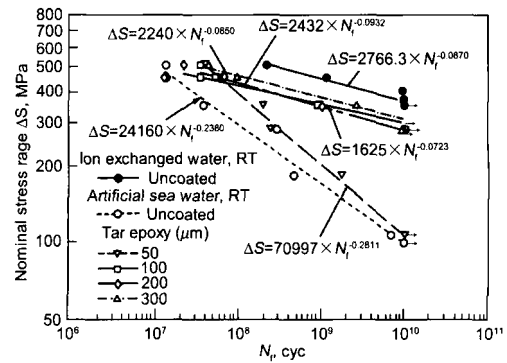


图 20 焦油环氧树脂涂层的船用结构钢在人造海水中的 S-N 曲线^[70]
Fig.20 S-N curves of tar epoxy resin coated ship structural steel in artificial sea water ($f=14.9$ kHz, $R=-1$)^[70]

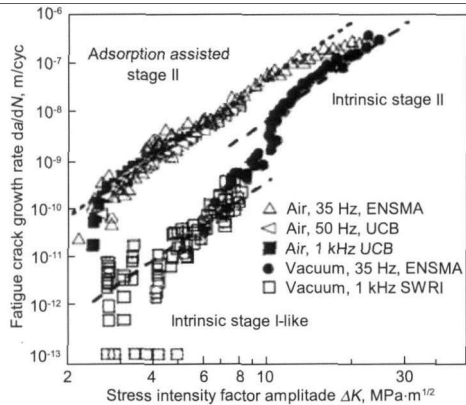


图 18 实验室环境对 Ti-6Al-4V 合金疲劳裂纹扩展速率的影响^[103]

Fig.18 Influence of ambient environment on fatigue crack propagation in Ti-6Al-4V alloy^[103]

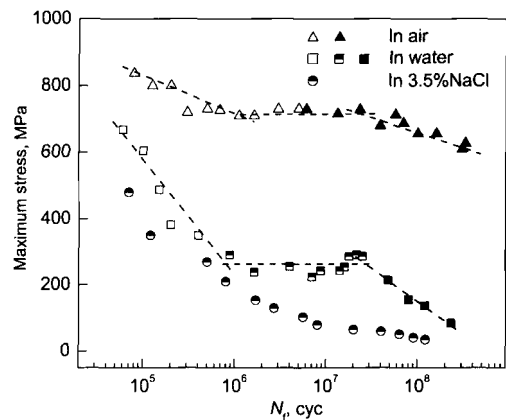


图 21 40Cr 钢在 3 种实验环境下的 S-N 曲线^[47]

Fig.21 S-N curves for steel 40Cr specimens tested in three environments (hollow symbols representing crack origination at surface, solid symbols representing crack origination at subsurface and semi-solid symbols representing mixed crack origination)^[47]

6 结语

本文综述了合金材料超高周疲劳的基本特征和影响因素的研究进展。合金材料的疲劳断裂本质上包含 3 个层面的关键问题, 即: 裂纹起源、扩展模式和寿命表征。超高周疲劳与低周和高周疲劳的主要不同在于裂纹起源和寿命表征。对于超高周疲劳, 循环应力低, 即小于传统疲劳极限, 裂纹起源倾向于从表面转移到内部。材料的缺陷, 包括夹杂物、晶界、相界或其它微结构不均匀处都可能成为超高周疲劳裂纹内部起源的萌发点。超高周疲劳的 S-N 曲线可能呈现为“阶梯状”或“双线性”。材料的微结构及其导致的强度以及加载环境显著影响超高周疲劳的裂纹萌生过程, 从而影响 S-N 曲线的形态和疲劳寿命。随材料不同, 加载频率对超高周疲劳裂纹萌生和寿命的影响程度和规律不同。

鉴于超高周疲劳领域蕴含的科学问题和具有的工程背景, 以下方面值得进一步深入研究:

(1) 超高周疲劳裂纹萌生和初始扩展的过程与机理。裂纹表面起源与内部起源的转移和竞争在很大程度上决定了材料超高周疲劳的力学性质。材料的微结构形态(强度)、夹杂物特征、加载环境的腐蚀性程度等, 都显著影响超高周疲劳裂纹的起源和初始扩展。

(2) 加载频率对材料超高周疲劳特性的影响规律。采用超声频率对合金材料进行超高周疲劳实验是高效的方法, 但高出常规频率 2—3 个数量级的差别使得加载频率的影响不可避免, 虽然存在频率影响小的情况。针对不同材料进行实验研究和理论分析, 从而建立超声频率与常规频率对疲劳特性影响的关系。

(3) 加载环境对材料超高周疲劳行为的影响规律。在超高周疲劳阶段, 加载环境的影响比低周和高周疲劳阶段更为显著。这方面除了材料和力学问题, 还涉及化学问题, 其机理复杂。借鉴腐蚀疲劳和应力腐蚀开裂的已有结果可望在超高周腐蚀疲劳方面取得新进展。

(4) 发展关于超高周疲劳的定量模型。对超高周疲劳机理的研究从定性向定量发展, 基于微观物理过程建立描述模型和寿命预测模型, 从而为建立超高周疲劳的寿命评估方法和疲劳设计规范奠定基础。

参考文献

- [1] Wöhler A. *Engineering*, 1867; 2: 160
- [2] ASTM Standard E468-90, *Annual Book of ASTM Standards 2006*, Section 3, vol.03.01, 2006: 556
- [3] Kikukawa M, Ohji K, Ogura K. *J Basic Eng*, 1965; 87D: 857
- [4] Naito T, Ueda H, Kikuchi M. *J Soc Mater Sci Jpn*, 1983; 32: 1162
- [5] Naito T, Ueda H, Kikuchi M. *Metall Mater Trans*, 1984; 15A: 1431
- [6] Takeuchi E, Furuya Y, Nagashima N, Matsuoka S. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2008; 31: 599
- [7] Ranc N, Wagner D, Paris P C. *Acta Mater*, 2008; 56: 4012
- [8] Marines-Garcia I, Paris P C, Tada H, Bathias C, Lados D. *Eng Fract Mech*, 2008; 75: 1657
- [9] Liu Y B, Yang Z G, Li Y D, Chen S M, Li S X, Hui W J, Weng Y Q. *Mater Sci Eng*, 2008; A497: 408
- [10] Dominguez A G M. *Mech Mater*, 2008; 40: 636
- [11] Makino T. *Int J Fatigue*, 2008; 30: 1409
- [12] Akiniwa Y, Stanzl-Tschegg S, Mayer H, Wakita M, Tanaka K. *Int J Fatigue*, 2008; 30: 2057
- [13] Sohar C R, Betzwar-Kotas A, Gierl C, Weiss B, Danninger H. *Int J Fatigue*, 2008; 30: 1137
- [14] Stanzl S E, Tschegg E K, Mayer H. *Int J Fatigue*, 1986; 8: 195
- [15] Lukáš P, Kunz L. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2002; 25: 747
- [16] Murakami Y, Yokoyama N N, Nagata J. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2002; 25: 735
- [17] Bathias C, Paris P C. *Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice*. New York: Marcel Dekker, 2005: 1
- [18] Murakami Y, Nomoto T, Ueda T, Murakami Y. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2000; 23: 903
- [19] Murakami Y, Nomoto T, Ueda T, Murakami Y. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2000; 23: 893
- [20] Murakami Y, Nomoto T, Ueda T. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 1999; 22: 581
- [21] Mughrabi H. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 1999; 22: 633
- [22] Chapetti M D, Tagawa T, Miyata T. *Mater Sci Eng*, 2003; A356: 236
- [23] Harlow D G, Wei R P, Sakai T, Oguma N. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 1479
- [24] Shiozawa K, Lu L, Ishihara S. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2001; 24: 781
- [25] Sakai T, Sato Y, Oguma N. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2002; 25: 765
- [26] Zhou C E, Qian G A, Hong Y S. *Key Eng Mater*, 2006; 324-325: 1113
- [27] Wang Q Y, Berard J Y, Rathery S, Bathias C. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 1999; 22: 673
- [28] Nishijima S, Kanazawa K. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 1999; 22: 601
- [29] Shiozawa K, Lu L. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2002; 25: 813
- [30] Ochi Y, Matsumura T, Masaki K, Yoshida S. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2002; 25: 823
- [31] Takai K, Honma Y, Izutsu K, Nagumo M. *J Jpn Inst Met*, 1996; 60: 1155
- [32] Chapetti M D, Tagawa T, Miyata T. *Mater Sci Eng*, 2003; A356: 227
- [33] Shiozawa K, Morii Y, Nishino S, Lu L. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 1521
- [34] Yang Z G, Li S X, Liu Y B, Li Y D, Li G Y, Hui W J, Weng Y Q. *Int J Fatigue*, 2008; 30: 1016
- [35] Umezawa O, Nagai K. *Metall Mater Trans*, 1998; 29A: 809
- [36] Chai G. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 1533
- [37] Zhang J M, Li S X, Yang Z G, Li G Y, Hui W J, Weng Y Q. *Int J Fatigue*, 2007; 29: 765
- [38] Bathias C. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 1999; 22: 559

- [39] Zuo J H, Wang Z G, Han E H. *Mater Sci Eng*, 2008; A473: 147
- [40] Yao W, Guo S. *Int J Fatigue*, 2008; 30: 172
- [41] Yang F, Yin S M, Li S X, Zhang Z F. *Mater Sci Eng*, 2008; A491: 131
- [42] Zhou C. *PhD Dissertation*, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, 2005
(周承恩. 中国科学院力学研究所博士学位论文, 2005)
- [43] Hong Y S, Qian G A, Zhou C E. *Proc 12th Int Conf on Fract*, Ottawa, 2009 (in press)
- [44] Asami K, Sugiyama Y. *J Heat Treatment Tech Assoc*, 1985; 25: 147
- [45] Abe T, Furuya Y, Matsuoka S. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2004; 27: 159
- [46] Sakai T, Sakai T, Okada K, Furuichi M, Nishikawa I, Sugeta A. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 1486
- [47] Qian G A, Hong Y S. *Acta Metall Sin*, 2009; 45 (in press)
(钱桂安, 洪友士. 金属学报, 2009; 45 (待发表))
- [48] Kobayashi H, Ebara R, Ogura A, Kondo Y, Hamaya S. In: Allison J E, Jones J W, Larsen J M, Ritchie R O eds., *Proc VHCF-4*, Michigan: TMS, 2007: 319
- [49] Hirukawa H, Furuya Y, Matsuoka S. *JSME Int J Ser A-Solid Mech Mater Eng*, 2006; 49: 337
- [50] Sakai T, Chen Q, Uchiyama A, Nakagawa A, Ohnaka T. In: Allison J E, Jones J W, Larsen J M, Ritchie R O eds., *Proc VHCF-4*, Michigan: Learn·Network·Advance, TMS, 2007: 51
- [51] Mayer H, Haydn W, Schuller R, Issler S, Bacher-Höchst M. *Int J Fatigue*, 2009; 31: 242
- [52] Marines I, Dominguez G, Baudry G, Vittori J F, Rathery S, Doucet J P, Bathias C. *Int J Fatigue*, 2003; 25: 1037
- [53] Furuya Y, Matsuoka S. *Metall Mater Trans*, 2002; 33A: 3421
- [54] Furuya Y, Matsuoka S. *Metall Mater Trans*, 2004; 35A: 1715
- [55] Wang H. *PhD Dissertation*, Southwest Jiaotong University, Chengdu, 2004
(王 弘, 西南交通大学博士学位论文, 成都, 2004)
- [56] Furuya Y, Abe T, Matsuoka S. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2003; 26: 641
- [57] Wang Q Y, Berard J Y, Dubarre A, Baudry G, Rathery S, Bathias C. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 1999; 22: 667
- [58] Bai B, Xu X, Yu Y, Cui W, Gu J. In: Allison J E, Jones J W, Larsen J M, Ritchie R O eds., *Proc VHCF-4*, Michigan: Learn·Network·Advance, TMS, 2007: 107
- [59] Zettl B, Stanzl-Tschegg S, Mayer H. In: Allison J E, Jones J W, Larsen J M, Ritchie R O eds., *Proc VHCF-4*, Michigan: Learn·Network·Advance, TMS, 2007: 123
- [60] Yan G L. *Master Thesis*, Southwest Jiaotong University, Chengdu, 2005
(闫桂玲, 西南交通大学硕士学位论文, 成都, 2005)
- [61] Bayraktar E, Garcias I M, Bathias C. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 1590
- [62] Li T, Liu Y J, Sriraman M R, Wang Q Y. In: Allison J E, Jones J W, Larsen J M, Ritchie R O eds., *Proc VHCF-4*, Michigan: Learn·Network·Advance, TMS, 2007: 247
- [63] Wagner V, Ebel-Wolf B, Walther F, Eifler D. In: Allison J E, Jones J W, Larsen J M, Ritchie R O eds., *Proc VHCF-4*, Michigan: Learn·Network·Advance, TMS, 2007: 137
- [64] Zettl B, Mayer H, Ede C, Stanzl-Tschegg S. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 1583
- [65] Marines-Garcia I, Paris P C, Tada H, Bathias C. *Mater Sci Eng*, 2007; A468-470: 120
- [66] Kobayashi H, Todoroki A, Oomura T, Sano T, Takehana T. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 1633
- [67] Zhang Z Y. *Master Thesis*, Southwest Jiaotong University, Chengdu, 2007
(张真源, 西南交通大学硕士学位论文, 成都, 2007)
- [68] Nascimento M P, Souza R C, Pigatin W L, Voorwald H J C. *Int J Fatigue*, 2001; 23: 607
- [69] Bathias C, Drouillac L, Le François P. *Int J Fatigue*, 2001; 23: S143
- [70] Ebara R. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2002; 25: 855
- [71] Dieter G E. *Engineering Design*, New York: McGraw Hill, 1983: 377
- [72] Marines I, Bin X, Bathias C. *Int J Fatigue*, 2003; 25: 1101
- [73] Furuya Y, Matsuoka S, Abe T, Yamaguchi K. *Scr Mater*, 2002; 46: 157
- [74] Liaw P K, Wang H, Jiang L, Wang B, Huang J Y, Kuo R C, Huang J G. *Scr Mater*, 2000; 42: 389
- [75] Laird C, Charsley P. In: Wells J M, Buck O, Roth L D, Tien J K eds., *Ultrasonic Fatigue, Proc 1st Int Conf on Fatigue and Corrosion Fatigue up to Ultrasonic Frequencies*, Philadelphia: The Metallurgical Society of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers (AIME), 1982: 187
- [76] Buchinger L, Stanzl S, Laird C. *Philos Mag*, 1984; 50A: 275
- [77] Buchinger L, Stanzl S, Laird C. *Philos Mag*, 1990; 62A: 633
- [78] Basinski Z S, Korbel A S, Basinski S J. *Acta Metall*, 1980; 28: 191
- [79] Mughrabi H. *Acta Metall*, 1983; 31: 1367
- [80] Mughrabi H. *Mater Sci Eng*, 1978; 33: 207
- [81] Roth L D, Willertz L E, Leax T R. In: Wells J M, Buck O, Roth L D, Tien J K eds., *Ultrasonic Fatigue, Proc 1st Int Conf on Fatigue and Corrosion Fatigue up to Ultrasonic Frequencies*, Philadelphia: The Metallurgical Society of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers (AIME), 1982: 265
- [82] Taylor D, Knott JF. In: *Proc 6th Int Conf Fracture*, New Delhi: Pergamon Press, 1984; 3: 1759
- [83] Lukas P, Kunz L, Knesl Z, Weiss B, Stickler R. *Mater Sci Eng*, 1985; 70: 91
- [84] Meininger J M, Gibeling J C. *Metall Trans*, 1992; 23A: 3077
- [85] Papakyriacou M, Mayer H, Pypen C, Plenk H Jr, Stanzl-Tschegg S. *Mater Sci Eng*, 2001; A308: 143
- [86] Haberkz K, Pippan R, Stuwe H P. In: Bailon J P, Dickson J I eds., *Proc of the 5th Int Conf on Fatigue and Fatigue Thresholds*, Montreal: Engineering Materials Advisory Services (EMAS) Publishing, 1993: 525
- [87] Stanzl S E. *J Soc Environ Eng*, 1986; 25: 11
- [88] Sakamoto H, Saiki H. *Eng Fract Mech*, 1994; 49: 317

- [89] Sakamoto H, Takezono S. *Eng Fract Mech*, 1988; 31: 463
- [90] Yokobori T, Sato K. *Eng Fract Mech*, 1976; 8: 81
- [91] Holper B, Mayer H, Vasudevan A K, Stanzl-Tschegg S E. *Int J Fatigue*, 2003; 25: 397
- [92] Holper B, Mayer H, Vasudevan A K, Stanzl-Tschegg S E. *Int J Fatigue*, 2004; 26: 27
- [93] Shih Y S, Chen J J. *Nucl Eng Design*, 1999; 191: 225
- [94] Baik Y M, Kim K S. *Int J Fatigue*, 2001; 23: 417
- [95] Makhlof K, Jones J W. *Int J Fatigue*, 1993; 15: 163
- [96] Stanzl S E, Tschegg E K. In: Lewis J C, Sines G eds., *Fracture Mechanics: 14th Symposium Vol. II: Testing and Applications, ASTM STP 791*, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1983: 3
- [97] Hoffelner W. In: Wells J M, Buck O, Roth L D, Tien J K eds., *Ultrasonic Fatigue, Proc 1st Int Conf on Fatigue and Corrosion Fatigue up to Ultrasonic Frequencies*, Philadelphia: The Metallurgical Society of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers (AIME), 1982: 461
- [98] Boyce B L, Ritchie R O. *Eng Fract Mech*, 2001; 68: 129
- [99] Ni J G. *J Aerospace Power*, 1995; 10: 245
(倪金刚. 航空动力学报, 1995; 10: 245)
- [100] Marines I, Dominguez G, Baudry G, Vittori J F, Rathery S, Doucet J P, Bathias C. *Int J Fatigue*, 2003; 25: 1037
- [101] Nakajima M, Tokaji K, Itoga H, Ko H N. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2003; 26: 1113
- [102] Tokaji K, Ko H N, Nakajima M, Itoga H. *Mater Sci Eng*, 2003; A345: 197
- [103] Petit J, Sarrazin-Baudoux C. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 1471
- [104] Stanzl-Tschegg S E. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 1999; 22: 567
- [105] Ebara R. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 1465