

## 超高周疲劳研究现状及展望\*

## RETROSPECT AND PROSPECT OF VERY HIGH CYCLE FATIGUE

周承恩\*\* 谢季佳\*\*\* 洪友士\*\*\*\*

(中国科学院力学研究所 非线性力学国家重点实验室 北京 100080)

ZHOU ChengEn XIE JiJia HONG YouShi

(State Key Laboratory of Nonlinear Mechanics (LNM), Institute of Mechanics,  
Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080, China)

**摘要** 超高周疲劳是指疲劳周次达到  $10^8$  及其以上时材料的疲劳行为。与一般认识的疲劳行为不同之处是,超高周疲劳发生在传统疲劳极限以下,因此研究超高周疲劳行为有助于进一步理解疲劳的本质和疲劳机理。文中综述近几年超高周疲劳研究的进展,包括超高周疲劳的典型特征,如  $S-N$  曲线的特点、断口特征、断面上的鱼眼形貌以及裂纹的起源与扩展特征等,分析疲劳机理和相关的模型以及简要探讨影响超高周疲劳的一些因素,如加载频率、加载方式、氢的作用等。在此基础上提出值得进一步研究的几个问题。

**关键词** 超高周疲劳 疲劳机理 疲劳极限 内部裂纹起源

中图分类号 O346.2

**Abstract** High cycle fatigue is the most common reasons for failure of components and structures. Most of the fatigue tests were accomplished below ten to hundreds millions of cycles in literature. However, railway wheels and rails, offshore structures, bridges, etc., have to endure fatigue loads up to ten billion cycles without failure. Very high cycle fatigue (VHCF) is the study of fatigue failure behaviors of materials and structures at and beyond hundreds millions of cycles. Even in some ferrous materials, which were assumed to have a fatigue limit, very high cycle fatigue failures are detected. Till now, there are few of fatigue tests, failure analysis and mechanisms of VHCF fatigue, compared with the abundant result on low cycle fatigue (LCF) and high cycle fatigue (HCF) regime. This paper summarizes works of VHCF fatigue in recent years, such as the observations on fish-eye, which is one of the typical characteristics of VHCF fatigue, crack initiation, crack propagation and discussions about the shape of  $S-N$  curve, etc. The present work also analyzes the fatigue mechanisms and concludes some theoretical models of VHCF fatigue. Some possible and prospective aspects of future researches are also proposed.

**Key words** Very high cycle fatigue; Fatigue mechanism; Fatigue limit; Subsurface crack initiation

Corresponding author: ZHOU ChengEn, E-mail: zce@lnm.imech.ac.cn, Fax: +86-10-62561284

Manuscript received 20030503, in revised form 20030721.

## 1 引言

材料的疲劳以及与此相关的安全设计一直是人们十分关心的问题。随着技术和需求的发展,在许多工业应用中,包括飞行器、汽车、铁路、桥梁、船舶等,部件的疲劳寿命通常要求在  $10^8$  以上,有时甚至达到  $10^{11}$  周次。虽然自 18 世纪中 Wholer 的工作以来,疲劳研究积累了大量的实验数据,建立了不少理论模型<sup>[1]</sup>,但是,这些研究工作大多集中在低周疲劳(low cycle fatigue, LCF)和高周疲劳(high cycle fatigue, HCF)阶段,循环周次不超过  $10^6 \sim 10^7$  周次。存在这种局面不外乎以下几个原因,其一,疲劳试验需要较长的时间和较高的费用。由于循环载荷特征、外部环境、材料表面状况、温

度以及实验样本个性行为导致疲劳数据的分散性(尤其在 HCF 阶段),需要大量的试样来获得疲劳寿命和了解疲劳机理。即使在 30 Hz 频率下,完成一个试样  $10^7$  周次的疲劳试验也需要近 4 天的时间。其二,对大量应用的铁系合金, $S-N$  曲线似乎存在一个水平渐进线,即传统意义下的疲劳极限。低于该极限,材料似乎不会发生疲劳失效。对非铁系合金不存在该极限,应用中需要定义相应载荷下的疲劳寿命,可是  $10^8$  周次以上的数据仍然缺乏。其三,传统工程设计对疲劳寿命的要求决定了  $10^8$  周次以上的疲劳行为一直未受关注。

为了适应工程技术的需求,有必要而且必须研究  $10^8 \sim 10^{12}$  周次内材料的疲劳行为和疲劳机理。该区

\* 20030503 收到初稿,20030721 收到修改稿。

\*\* 周承恩,男,1972 年 9 月生,内蒙古托县人,汉族。中科院力学所 LNM 室博士研究生,研究方向为固体力学、材料的疲劳。

\*\*\* 谢季佳,男,1973 年 8 月生,湖南衡阳人,汉族。中国科学院力学研究所 LNM 室助研,研究方向为材料力学性能、纳米材料和结构。

\*\*\*\* 洪友士,男,1951 年 7 月生,福建省厦门市人,汉族。中国科学院力学研究所所长,研究员,博士生导师,研究方向为材料力学性能与内部结构。

间的疲劳被称为超高周疲劳 very high cycle fatigue (VHCF)<sup>[2,3]</sup>,亦称之为 ultra-high cycle fatigue<sup>[4]</sup>或 ultra-long life fatigue<sup>[5]</sup>。另外也有学者称之为 gigacycle fatigue<sup>[6~8]</sup>。由于超高周疲劳发生在传统疲劳极限以下,因此研究超高周疲劳行为不仅对疲劳设计具有指导意义,而且更有助于深入理解疲劳的本质,尤其是对裂纹起源和萌生的认识。

由于用传统方法进行超高周疲劳实验耗时长,超声疲劳成了一种研究 VHCF 的有效工具。目前完成和正在进行的研究工作大部分采用了超声疲劳方法。在 20 kHz 频率下,完成  $10^9$  周次疲劳试验仅需十几个小时,而  $10^{10}$  以上周次疲劳试验更是非超声方法莫属。自上世纪 50 年代该方法出现以来,经过多年的发展,超声疲劳可以在不同载荷特征<sup>[9,10]</sup>、不同环境<sup>[11,12]</sup>和温度<sup>[13,14]</sup>等条件下进行,为疲劳研究提供了很好的手段。另外值得关注的是,在 Sakai 以及 Miller, Ritchie 等发起的国际合作项目中,坚持用传统的方法研究 VHCF 问题,积累了大量的数据<sup>[15]</sup>,为分析超高周疲劳机理打下了良好的基础。

以下介绍近几年来该研究领域的一些实验和理论分析进展,包括超高周疲劳的特征、理论模型和影响因素等,并简要探讨该领域的发展前景。限于目前的研究大部分集中在铁系合金上,以下的范围也主要集中于此,虽然非铁系合金及复合材料等的超高周疲劳行为也是值得研究的内容<sup>[16,17]</sup>。

## 2 超高周疲劳的特征和疲劳机理

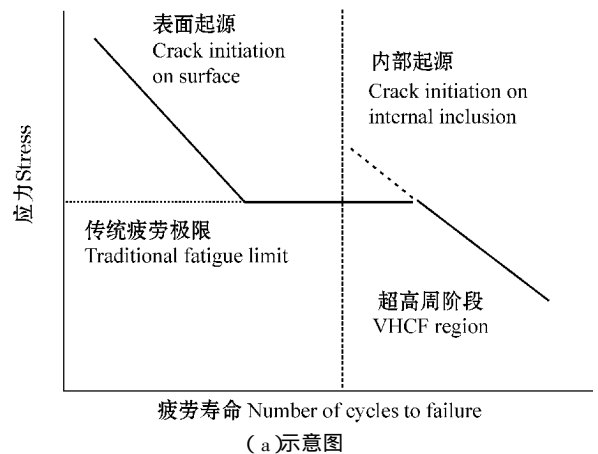
超高周疲劳,或者说在传统意义的疲劳极限之下发生的疲劳断裂现象,首先是在高强钢和表面强化钢中发现的<sup>[18,19]</sup>。在一般钢和球墨铸铁中也有这种现象发生。包括超高周疲劳阶段在内的  $S-N$  曲线一般表现为阶梯状 (stepwise),如图 1 所示<sup>[3]</sup>。由于目前已完成的超高周疲劳的周次仍限制在  $10^{10}$  周次以内, $10^{10}$  以上材料的疲劳行为以及是否存在另一个“疲劳极限”仍不清楚。

材料可能不存在疲劳极限,对材料的疲劳设计有很大的影响。对钢轨、桥梁和车辆等的设计,长期以来一直采用的是无限寿命设计准则,材料在传统疲劳极限以下仍然发生疲劳断裂的事实,使得该准则的使用受到怀疑。与低周疲劳和高周疲劳中裂纹大多在材料或试样的表面出现相比,超高周疲劳的裂纹倾向于在材料的内部萌生。这对其他一些设计方法,如破损—安全设计和损伤容限设计提出了很高的要求,因为裂纹萌生和扩展的监测变得十分困难。而且,这两种设计方法适用于裂纹扩展较慢并有高断裂韧度的材料,在超强和超高强钢中应用这两种准则仍需要理论的发展和技术的进一步

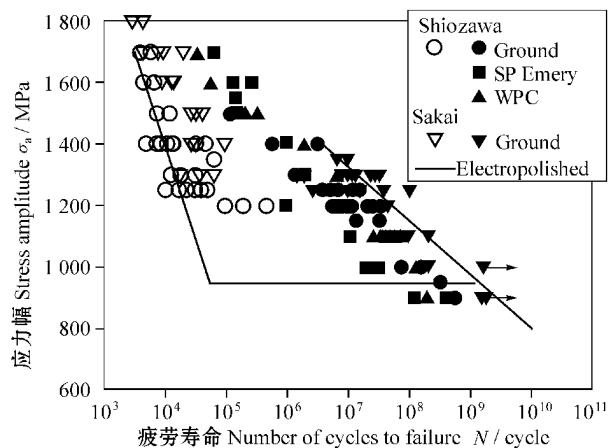
完善。另外,对裂纹在表面萌生的情况,任何针对表面的物理或化学处理方法均有可能改善材料的疲劳性能。而对裂纹萌生在内部的情况,改善材料疲劳性能需要考虑其他冶金学方面的方法<sup>[20]</sup>。

### 2.1 裂纹起源特征

一般来说,低周疲劳有多个表面裂纹源,高周疲劳有单个表面裂纹源,其机理均为滑移造成材料表面的挤入挤出,逐渐形成驻留滑移带 PSB (persistent slip band)。由 PSB 发展成与主应力方向约成  $45^\circ$  角的表面裂纹 (第 I 阶段),在跨过几个晶粒之后,逐步转向垂直于主应力方向的主裂纹 (第 II 阶段)<sup>[1,21]</sup>,其典型断口如图 2a 所示<sup>[22]</sup>。超高周疲劳一般有单个的内部裂纹源,在断口上形成一个白色的亮点,即所谓的鱼眼状 (fish-eye) 特征,如图 2b 所示,也有在一个断口上发现多个鱼眼的情况<sup>[6]</sup>。用扫描电镜观察裂纹源,发现裂纹源一般为较大的非金属夹杂物。Nishijima 等<sup>[6]</sup>分析了夹杂物的三维拓扑图象,见图 3,认为内部裂纹的起源机制和表面裂纹相同,是由滑移主导的剪切裂纹逐步转入拉伸裂纹。



(a) Schematic of  $S-N$  curve

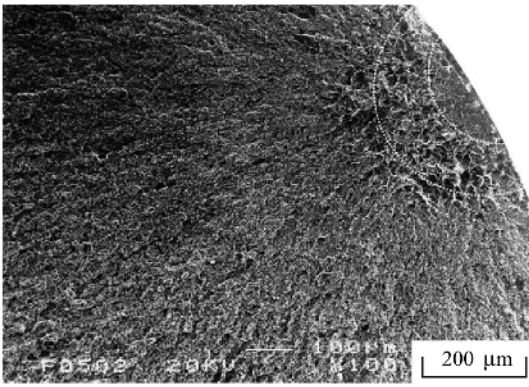
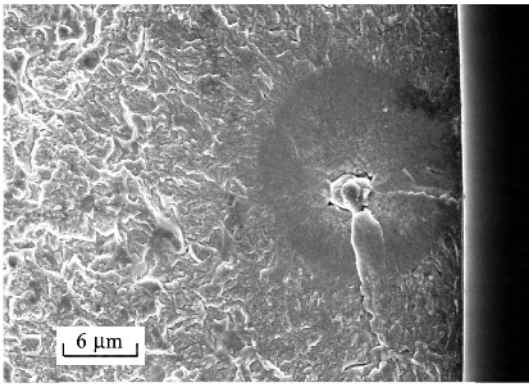


(b) 旋转弯曲疲劳  $S-N$  实验数据<sup>[3]</sup>

(b)  $S-N$  data of rotating-bending fatigue<sup>[3]</sup>

图 1 超高周疲劳  $S-N$  曲线

Fig. 1  $S-N$  curve of very high cycle fatigue

(a) 高周疲劳裂纹源<sup>[22]</sup>(a) Fatigue origin of high cycle fatigue<sup>[22]</sup>

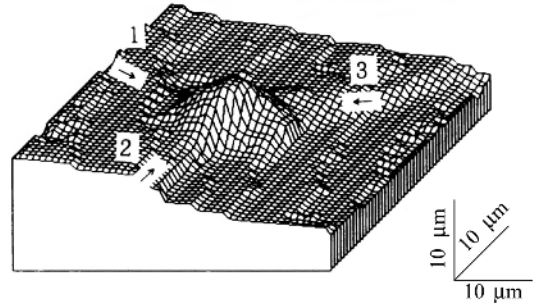
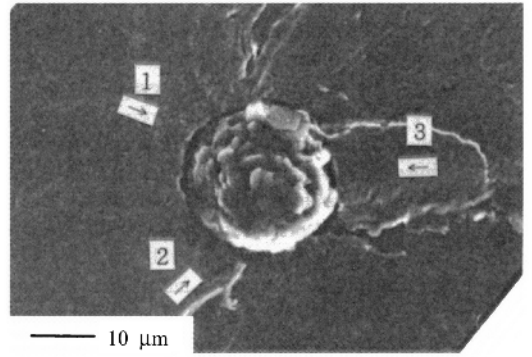
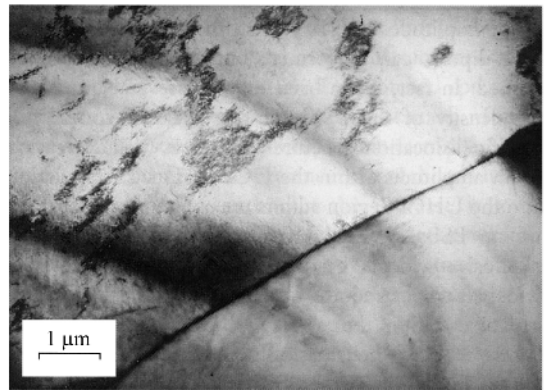
(b) 超高周疲劳裂纹源的特征

(b) Fish-eye and the fatigue origin of VHCF

图 2 断口形貌

Fig.2 Observation of fracture surface

对裂纹起源从材料表面向内部转移的原因有不同的解释。Miller 等<sup>[23]</sup>认为,由于载荷的降低,表面的第 I 阶段剪切裂纹不能穿越界面进入下一个晶粒,因而不能形成第 II 阶段的拉伸裂纹;与此同时,内部某处的应力集中,包括(i)与拉应力方向垂直的长晶界,相当于内部裂纹。(ii)位于两到三个大晶粒间的夹杂物或小的晶粒,或者是(i)和(ii)的混合将导致非常小的第 I 阶段然后是第 II 阶段裂纹产生。Mughrabi<sup>[24]</sup>认为,传统的疲劳极限相当于“PSB 极限”,低于该极限,相应于某一表面粗糙度,表面的不可逆滑移可以忽略,或者说 PSB 不会形成。但是,每一循环仍会造成不可逆的应变,虽然该应变比 PSB 中的局部应变要小的多。在经过足够长的周次之后,最终的疲劳失效仍会发生。王清远等<sup>[7]</sup>、Bathias<sup>[25]</sup>也有类似的观点。Bathias 的另一种解释认为,当载荷降低到一定程度时,只有少数承受应力集中的晶粒可能产生塑性,而在材料内部发现该类型晶粒的概率要大于表面,使得裂纹倾向于在内部生成。图 4 给出在  $1.6 \times 10^7$  周次未断裂的高周疲

图 3 裂纹源夹杂物三维形貌<sup>[6]</sup>Fig.3 A topographic assessment of a crack initiation site within a fish-eye<sup>[6]</sup>图 4 高周疲劳试样 TEM 照片,显示出在不同晶粒内变形的不均匀性<sup>[4]</sup>Fig.4 TEM micrograph indicates the inhomogeneous distribution of cyclic plastic deformation in low Carbon steel cycled in HCF region<sup>[4]</sup>

劳试样的 TEM 照片,其中一个晶粒内部产生了松散的位错结构,而相邻的晶粒内部没有位错<sup>[4]</sup>。可以推想 VHCF 中这种塑性应变的不均匀性将更加明显。Nishijima 等<sup>[6]</sup>观察了 400℃ 下疲劳的 1Cr-0.5Mo 钢的截面,发现表面有一层硬度比基体高得多的氧化层。他们认为该氧化层将位错“锁”在基体内部,抑制了表面变形的产生。事实上从位错理论也可得出类似的观点<sup>[26]</sup>。在室温下,氧化层要薄得多,但是在足够低的载荷下仍可以抑制表面裂纹的生成。在 Murakami 等<sup>[27]</sup>的实验中采用表面硬化的试样,认为表面残余压应力和内部残余拉应力是断裂源转入内部的起因。

对于旋转弯曲疲劳实验,超高周疲劳的裂纹源非常靠近表面,但仍然表现为明显的鱼眼状特征<sup>[6]</sup>;对

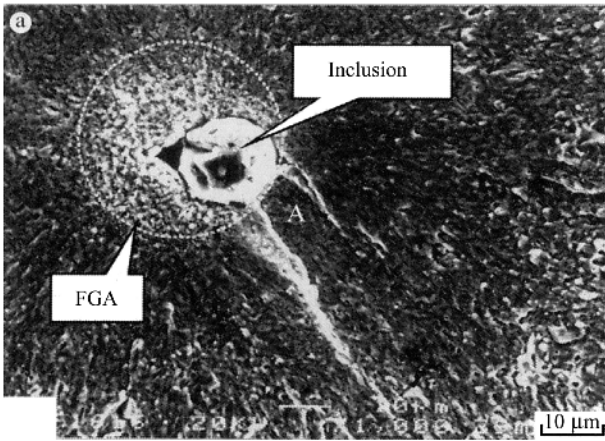


图 5 ODA 区 FGA (fine granular area) 即 ODA<sup>[22]</sup>  
Fig.5 Fine granular area (FGA), the same mean with optical dark area (ODA)<sup>[22]</sup>

拉—压、拉—拉类型的疲劳实验,鱼眼状裂纹源的位置应该比旋转弯曲疲劳实验更远离表面,而在整个试样截面上均匀分布。然而多数实验表明,裂纹源在截面各个位置上出现的概率并不相同,而是更倾向于在靠近表面的位置出现<sup>[28]</sup>。其中的例外是在 Murakami 等<sup>[27]</sup>的实验中,由于表面硬化层的厚度达到试样直径的四分之一,因此所有的裂纹起源于靠近试样中心的部分。这说明表面的作用对裂纹的起源仍有很大的影响,但是其影响的机理并未有人阐述。

更进一步观察裂纹起源, Murakami 等<sup>[27]</sup>发现在夹杂物的周围往往存在一个与一般裂纹扩展表面特征不同的“暗区”(ODA, optical dark area),该区的表面要比一般的疲劳断裂表面粗糙,见图 5。经历低周疲劳或高周疲劳发生断裂的试样一般不会表现出这种特征。另外,一般大的“暗区”对应较长的疲劳寿命。Murakami 猜想超高周疲劳行为以及“暗区”的出现与氢的作用有关,并在随后的文章<sup>[5]</sup>中给出实验方面的证据,见下文的阐述。

### 2.2 疲劳寿命和裂纹扩展特征

如果试样经历  $10^9$  周次的疲劳实验发生断裂,试

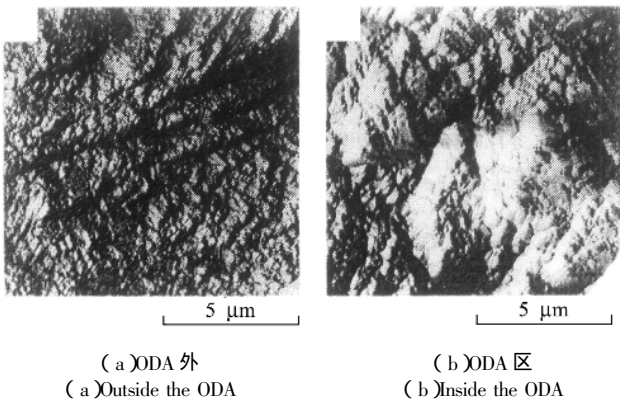


图 6 鱼眼内部各部分特征 (AFM 照片)<sup>[27]</sup>

样的尺寸为 10 mm,假设裂纹扩展到 1 mm 时已消耗了寿命的绝大部分,裂纹的平均扩展速率约为每周次  $0.01 \text{ \AA}$ ,已经远远小于晶体晶格的尺度。考虑到裂纹扩展的早期,裂纹扩展速率要远小于平均速率,因此不能认为裂纹在每一个循环周期都扩展。在这种情况下,目前认为存在两种可能的疲劳机制,其一,裂纹萌生占疲劳寿命的绝大部分;其二,裂纹缓慢且带有间歇的扩展过程是疲劳寿命的主要组成部分。持第一种观点的王清远等<sup>[29]</sup>通过疲劳裂纹萌生试验、扩展试验和断口定量分析反推出裂纹的扩展寿命,从而得出超高周疲劳中裂纹萌生寿命可达到其总寿命的 95% 以上的结论。Mughrabi<sup>[24]</sup>假定裂纹的萌生和第 I 阶段裂纹的极缓慢扩展过程都是寿命的主要组成部分。当然,确定裂纹萌生和扩展在疲劳过程中的重要程度还取决于对二者的定义和分界,而目前对何时从裂纹萌生转入裂纹扩展的定义还不是很明确。Miller 等<sup>[23]</sup>认为对此更进一步的认识需要发展微观断裂力学 (microstructure fracture mechanics, MFM) 和新的位错理论。

当内部裂纹达到一定尺寸,使得断裂强度因子超出疲劳裂纹门槛值之后,裂纹将在相对短的时间内扩展至整个截面而导致试样断裂。这一阶段,裂纹扩展符合 Paris 公式所描述的裂纹扩展特征,这里不再赘述。在裂纹尺寸增加使得应力强度因子达到门槛值之前,裂纹扩展的主要阶段集中在鱼眼的内部(甚至可以说是 ODA 内部<sup>[30]</sup>),因此研究鱼眼内的裂纹扩展将有助于理解超高周疲劳的机理<sup>[31]</sup>。在鱼眼内部,裂纹的扩展从断口观测的特征来看仍然可以分为两部分,即 ODA 内部的裂纹扩展和 ODA 外的裂纹扩展,其断面特征的比较如图 6。限于观测手段,目前对鱼眼内部裂纹起源和扩展特征,包括微观机理、扩展速率尤其是微观宏观上的控制参量等并不是十分清楚,还需要进一步的深入研究。

### 3 相关描述模型

由于对超高周疲劳中裂纹萌生和扩展特征并没有明确和统一的认识,目前尝试定量描述材料的超高周疲劳行为的模型很少。这里介绍 Murakami 等<sup>[27]</sup>和 Mughrabi<sup>[24]</sup>的工作。Murakami 认为材料内部的缺陷,包括夹杂和空洞等均可看成是小的裂纹。这样可以用断裂力学的理论定义一个相应的疲劳门槛值

$$\Delta K_{th} = 3.3 \times 10^{-3} (HV + 120 \sqrt{\text{area}})^{1/3}$$

式中  $\Delta K_{th}$  单位为  $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ,  $HV$  ( $\text{kgf} \cdot \text{mm}^{-2}$ ) 为材料的硬度,  $\text{area}$  ( $\mu\text{m}^2$ ) 为相应缺陷在最大拉应力垂直方向上的投影面积。相应地可以导出高强钢的超高周“疲劳极

$$\sigma_w = \frac{\alpha(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \left[ \frac{1-R}{2} \right]^\alpha \quad (1)$$

其中  $\sigma_w$  单位为 MPa,  $C = 1.43$  对应表面夹杂或缺陷,  $C = 1.56$  对应内部的夹杂或缺陷,  $R$  为应力比, 以及  $\alpha = 0.226 + HV \times 10^{-4}$ 。实验研究发现该模型用来预测高强钢的疲劳极限值比实验值偏高 10%。仔细研究裂纹源的特征之后发现, 将上文提到的“暗区”<sup>[27]</sup> 考虑到缺陷尺寸中, 将使模型与实验值符合较好。

注意到该模型最初并不是用来研究材料的超高周疲劳, 而是用以研究缺陷和小裂纹行为<sup>[32, 33]</sup>。将该模型扩展到超高周疲劳行为研究的可靠性还有待于进一步的试验工作证实。另外, 该模型只将材料的疲劳极限和缺陷尺寸联系起来, 并未给出疲劳寿命与外加应力之间的关系。王清远等<sup>[7]</sup>在该模型的基础上进行了修正

$$\sigma_w = \frac{\beta(HV + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \left[ \frac{1-R}{2} \right]^\alpha \quad (2)$$

对 4 种低合金高强度钢, 式中  $\beta = 3.09 - 0.12 \cdot \log N_f$  (对内部夹杂或缺陷,  $N_f$  为疲劳寿命) 或  $\beta = 2.79 - 0.108 \cdot \log N_f$  (对表面夹杂或缺陷)。这样该模型就可以用来预测超高周疲劳寿命。以上模型的不足之处在于缺陷尺寸  $\sqrt{area}$  难以预测, 虽然 Murakami 等<sup>[34]</sup>用极值统计分布给出试样中可能存在的最大缺陷尺寸。另外, 该模型没有仔细考虑其他细观结构的影响, 而是将其放入硬度 HV 或  $\beta$  中统一考虑, 这种作法是否具有代表性还需探讨。而且, 模型显然是建立在裂纹扩展的基础之上, 没有充分考虑裂纹萌生在疲劳寿命中所起的作用。该模型在 高强钢之外的其他材料中的适用性还未被仔细探讨。

Mughrabi<sup>[24]</sup>仔细研究了从高周疲劳到超高周疲劳不可逆滑移的变化, 并假设 Manson-Coffin 关系在超高周疲劳中仍然成立

$$\frac{\Delta \epsilon_{pl}}{2} = \epsilon_f' (2N_f)^c$$

式中  $\epsilon_f'$  为疲劳韧性系数,  $c$  为疲劳韧性指数<sup>[30]</sup>。  $\Delta \epsilon_{pl}$  为塑性应变幅值,  $N_f$  为疲劳周次。定义累积不可逆塑性应变

$$\epsilon_{pl, cum, f}^{irr} = 2N_f \Delta \epsilon_{pl} \rho(\Delta \epsilon_{pl})$$

其中  $\rho(\Delta \epsilon_{pl})$  为不可逆循环滑移<sup>[35]</sup>。由上两式得出

$$\epsilon_{pl, cum, f}^{irr} = 4\epsilon_f' 2^c N_f^{c+1} \rho(\Delta \epsilon_{pl})$$

现假定当局部不可逆累积塑性应变达到某一临界值时材料发生破坏, 可以得到描述超高周疲劳寿命的关系式

$$N_f \rho(\Delta \epsilon_{pl}) = \frac{\epsilon_{pl, cum, f}^{irr}}{4\epsilon_f' 2^c} = \text{const} \quad (3)$$

其中的临界值应该和临界表面粗糙度相关, 并取决于(局部)滑移面之间均方根位移的临界值<sup>[36, 37]</sup>。从本质上说, 该公式只是 Manson-Coffin 关系的另一种表达, 但重要的是引入了基于微结构的参量, 而不仅仅局限于外加的塑性应变。该公式的进一步应用还需要对  $\rho$  与  $\Delta \epsilon_{pl}$  之间的关系进行仔细的研究, 并确定破坏时不可逆累积塑性应变的临界值。由于缺乏足够的实验数据, Manson-Coffin 公式在超高周疲劳阶段的适用性以及 Mughrabi 所提理论正确与否还需进行验证。

## 4 影响因素分析

影响材料疲劳行为的因素很多, 包括加载频率、加载方式、环境影响、载荷特征(载荷谱)、表面状况和温度等等, 以及各因素之间的交互作用, 然而在超高周疲劳中大部分因素还未被深入研究。这里介绍较受关注的几个基本因素。

### 4.1 加载频率

由于超声疲劳方法的频率比实际工程应用的频率范围高出 2~4 个量级, 超声疲劳实验中频率对实验结果的影响成了值得关注的问题。频率的改变, 将通过影响循环应力—应变响应、应变局部化、断裂模式而影响裂纹扩展速率以至于最终改变疲劳寿命<sup>[1]</sup>。本质上来讲, 频率效应是通过应变率的改变体现的。因此, 可以从材料的应力应变响应来获得频率效应的机理。然而, 频率效应也可以通过与其他时间相关因素的交互作用来影响疲劳损伤行为, 这些因素包括腐蚀、蠕变以及高温下的动态应变时效等等<sup>[38, 39]</sup>。另外, 裂纹尖端循环塑性应变导致的局部温度上升也会影响到疲劳行为<sup>[40, 41]</sup>。

不同材料对频率以及应变率的敏感程度不同。不考虑频率与其他因素的交互作用, 纯金属在较高的循环塑性应变下将表现出较强的频率效应, 高的频率将导致较小的应变局部化、低的裂纹扩展速率和增加疲劳寿命。相应的研究可参见 Mayer 和 Laird<sup>[42]</sup>、Mughrabi<sup>[43]</sup>和 Meiningner 等<sup>[44]</sup>的工作; 合金化将引入置换和固溶原子以及第二相或粒子, 并强烈影响位错运动, 从而减小频率变化带来的影响。在较低的循环塑性应变下(疲劳极限或疲劳门槛值附近), 内禀的频率效应可能减弱或者消失。

与 LCF 和 HCF 相比, 超高周疲劳中频率效应有下降的趋势。近期超高周疲劳频率效应的研究有类似的观点, 但也存在不同的意见。Sakai 等<sup>[15]</sup>认为, 温度的影响将使结果与室温下的实验结果不可比较, 应采用通常频率范围来研究超高周疲劳行为; Bathias 等<sup>[25]</sup>则认为, 在  $10^7$  以上的疲劳实验中, 由于相应的塑性应变将变得非常小, 温度上升引起的效应可以忽略。王清

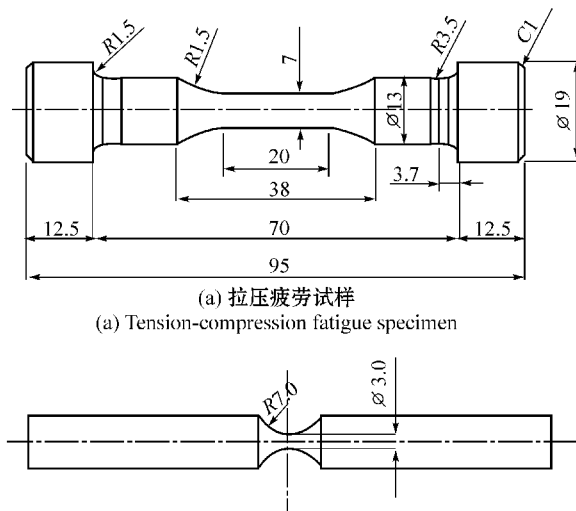
远等<sup>[7]</sup>测定了强制冷却下超声疲劳实验试样的温度,发现温度和  $R$  以及载荷相关,并且随时间变化,在  $10^6$  周次左右温度达到最大值(不超过  $100^{\circ}\text{C}$ ),随后基本保持该温度不变。由于试样内部的温度会更高,因此超高周疲劳带来的温度效应可能会对裂纹的起源有一定的影响。Stanzl 等<sup>[45]</sup>人的研究结果证实,至少在惰性气体中,试验频率对裂纹的扩展不起主要作用。Furuya 等<sup>[8,46]</sup>也认为频率的影响并不显著。总的来说,在超声疲劳和常规频率的疲劳实验中均发现超高周疲劳行为,说明频率效应的大小虽然不十分明确,但不会改变超高周疲劳的本质。

### 4.2 氢的作用

为了研究氢在超高周疲劳中的影响,并验证 ODA 是由氢造成的猜想, Murakami 等<sup>[47]</sup>采用不同的热处理工艺,制出含氢浓度不同的两组试样。实验发现,氢含量不同,将直接影响裂纹源处夹杂周围 ODA 的形成、大小以及表面形貌等。氢浓度越低,ODA 将越小。因此可以认为,ODA 是在被夹杂捕获的氢的参与下,裂纹缓慢扩展的结果。当 ODA 增大到一定尺寸使得相应的应力强度因子超过裂纹扩展的门槛值,裂纹的扩展将不再受氢的影响,而只取决于循环载荷。另外,减少氢的含量可以减慢 ODA 的长大并增加试样的疲劳寿命。在同样的氢浓度下,试样的寿命和 ODA 的大小成正比,这反过来说明在裂纹进入宏观裂纹扩展阶段之前的扩展是氢的参与造成的。但 Ochi 等<sup>[31]</sup>研究了 ODA 区的大小和试样疲劳寿命的关系,认为二者之间并无直接关系。由于实验数据的缺乏,现有结果又相互矛盾,进一步确定氢与循环载荷的相互作用以及 ODA 区的扩展速率是值得研究的内容。

### 4.3 加载方式

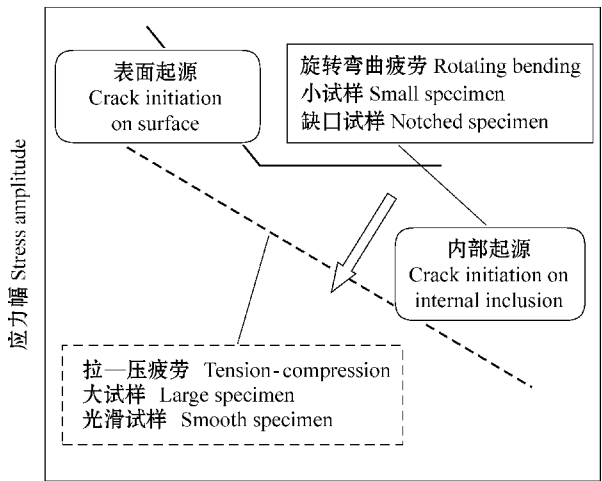
到目前为止,超高周疲劳研究中多采用两种加载方式,拉压疲劳和旋转弯曲疲劳,其他加载方式只有为数不多的报道<sup>[48]</sup>。在轴向拉压疲劳中,试样试验段均承受相同的载荷,而在旋转弯曲疲劳试样中,只有在试样段近表面部分材料承受最大的载荷。为了描述这种区别, Murakami 等<sup>[5]</sup>提出了控制体积(control volume)的概念。控制体积是指试样实验段中包含潜在的断裂起源的体积。对拉压疲劳来说,整个试样试验段的任何位置均可能成为断裂源区,而旋转弯曲疲劳只有在试样实验段的近表面才有可能。如图 7 两种给定尺寸的试样作比较,定义  $\sigma > \gamma\sigma_0$  的区域属于控制体积,其中  $\sigma_0$  为试样截面上的名义应力。 $\gamma = \sigma_{f, \min} / \sigma_0$ ,  $\sigma_{f, \min}$  是可能生成裂纹源的最小应力。如果取  $\gamma = 0.9$ ,则拉伸试样的控制体积是旋转弯曲的 300 倍左右。Murakami 认为这意味着在一根拉伸压缩试样中找到的最大夹杂对应着在 300 根旋转弯曲试样中找到的最大夹杂(在控



(a) 拉压疲劳试样  
(a) Tension-compression fatigue specimen  
(b) 旋转弯曲疲劳试样  
(b) Rotating-bending fatigue specimen

图 7 两种试样

Shape and sizes of two kinds of fatigue specimens



疲劳寿命 Number of cycles to failure  $N_f$

图 8 加载方式和试样尺寸的影响,箭头方向代表试样数增加<sup>[5]</sup>

Fig.8 Schematic of the influence of the loading types and the specimen sizes, the arrow means the increase in number of the specimens<sup>[5]</sup>

制体积内)。因此,在等价的应力下,拉压试样将更早发生断裂,见图 8。Furuya 等<sup>[46]</sup>也研究了相关的尺度效应。这样,两种试验从加载方式到实验结果都有很大的差别,从而导致结果的不可比性。当然实际差别的大小还取决于试样的形状、缺陷分布特点和应力梯度大小等等。为了增加拉压型和旋转类型疲劳实验结果的可比性,进行纯弯曲疲劳实验似乎是比较可行的方法。直到目前还未有纯弯曲超高周疲劳试验方面的报道。其他一些加载方式的超高周疲劳实验,如三点弯曲疲劳和复合型的疲劳实验正在开展之中。

### 4.4 环境效应

腐蚀在许多工程问题中是一个重要因素,如蒸汽机叶片、船舶以及各种海上结构,同时这些结构的疲劳设计也在超高周阶段。由于超高周疲劳行为中裂纹源

倾向于在试样的内部产生,外部环境对超高周疲劳中裂纹的萌生和初期扩展的影响可忽略不计。但是,足够强的腐蚀环境可能会导致试样过早发生失效(产生和协助表面裂纹的扩展)进而抑制疲劳在超高周阶段出现。在超声频率下的实验时间大大缩短,进一步减小了外部环境对超高周疲劳行为的影响。因此,到目前为止,船舶和海上结构等在腐蚀环境下工作的材料仍需进行长时间的腐蚀疲劳测试,虽然超声疲劳方法是一种可能的加速测试方法<sup>[49-51]</sup>。

## 5 结束语

工程和技术的发展对疲劳设计提出越来越高的要求,同时,从认识的角度来说,需要深入理解材料疲劳的本质,这些都要求在超高周疲劳的实验和理论方面有更进一步的工作。目前已经具备了超高周疲劳研究的基本手段,包括超声疲劳方法、高分辨的断口观测工具等,但仍需发展更进一步的方法,如微小裂纹的测量、小裂纹扩展的连续监测技术等。在已有的工作基础上,以下几个方面研究值得关注。

进一步理解疲劳裂纹源从表面转入内部的机制。裂纹源位置的变化是在载荷降低的过程中,表面裂纹和内部裂纹产生与扩展的驱动力发生变化的结果。二者的竞争导致材料疲劳行为随载荷的大小而不同。需要确定影响裂纹驱动力的细观和微观上的主要因素。

认识在 ODA 内裂纹萌生和扩展的细微观过程,包括材料微结构的影响,局部应力、氢的作用以及各个参量的交互作用。由于超高周疲劳的主要阶段是在裂纹的萌生和初期扩展,研究二者在寿命期所占的比重以及界定二者的范围对材料设计有重要参考意义。

研究在宏观裂纹进入主导之前试样整体的行为。在 HCF 阶段,存在一个疲劳裂纹损伤累积过程,当进入 VHCF 阶段后,该过程是被削弱或是被完全抑制仍未见报道。从超高周断口上曾经发现多个鱼眼的情况看,这一个阶段应该是存在的。但是,随着载荷的降低,应变将不会在每个晶粒中产生,从而可能导致该过程更加离散化和局部化。研究从 HCF 到 VHCF 疲劳损伤累积行为的变化有助于揭示影响裂纹扩展驱动力的因素。

明确频率作用的大小以及相关的时间效应和应变率改变带来的影响。考虑到时间和费用的问题,采用超声疲劳测试方法进行超高周疲劳实验将不可避免,需要对超声疲劳和较低频率下的工程应用之间的差别有一个深刻的认识。

## References

1 Miller K J. A historical perspective of the important parameters of metal fatigue; and problems for the next century. In: Wu X R, Wang Z G eds.,

Proceedings of the 7th International Fatigue Congress, Beijing, 1999. 15 ~ 39.

- 2 Stanzl-Tschegg S E, Mayer H. Variable amplitude loading in the very high cycle regime. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 2002, 25 : 887 ~ 896.
- 3 Tanaka K, Akiniwa Y. Fatigue crack propagation behavior derived from  $S-N$  data in very high cycle regime. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 2002, 25 : 775 ~ 784.
- 4 Lukás P, Kunz L. Specific features of high-cycle and ultra-high-cycle fatigue. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 2002, 25 : 747 ~ 753.
- 5 Murakami Y, Yokoyama N N, Nagata J. Mechanism of fatigue failure in ultralong life regime. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 2002, 25 : 735 ~ 746.
- 6 Nishijima S, Kanazawa K. Stepwise  $S-N$  curve and fish-eye failure in gigacycle fatigue. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 1999, 22 : 601 ~ 607.
- 7 Wang Q Y, Berard J Y, Dubarre A, et al. Gigacycle fatigue of ferrous alloys. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 1999, 22 : 667 ~ 672.
- 8 Furuya Y, Matsuoka S, Abe T, et al. Gigacycle fatigue properties for high-strength low-alloy steel at 100 Hz, 600 Hz, and 20 kHz. *Scripta Materialia*, 2002, 46(2) : 157 ~ 162.
- 9 Stanzl S, Czegley M, Mayer H R, et al. Fatigue crack growth under combined mode I and mode II loading. In: Wei R P, Gangloff R P, eds., *Fracture Mechanics: Perspectives and Directions*, ASTM STP 1020, ASTM, Philadelphia, 1989. 479 ~ 496.
- 10 Stanzl S. A new experimental method for measuring life time and crack growth of materials under multi-stage and random loadings. *Ultrasonics*, 1981, 19 : 269 ~ 272.
- 11 Stanzl S, Tschegg E. Influence of environment on fatigue crack growth in the threshold region. *Acta Metallurgica*, 1981, 29(1) : 21 ~ 32.
- 12 Ebara R, Yamada Y. Ultrasonic corrosion fatigue testing of 13Cr stainless steel and Ti-6Al-4V alloys. In: Toda K, ed., *Ultrasonic Technology*, MY Research, Tokyo, 1987. 329 ~ 342.
- 13 Puskár A, Várkonyi L. Influence of temperature on fatigue crack growth behavior of steels at ultrasonic frequency. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 1986, 9 : 143 ~ 150.
- 14 Wu T, Ni J, Bathias C. An automatic ultrasonic fatigue testing system for studying low crack growth at room and high temperatures. In: Amzallag C, ed., *Automation in Fatigue and Fracture*, ASTM STP 1231, ASTM, Philadelphia, 1994. 598 ~ 607.
- 15 Sakai T, Takeda M, Shiozawa K, et al. Experimental evidence of duplex  $S-N$  characteristics in wide life region for high strength steels. In: Wu X R, Wang Z G eds., *Proceedings of the 7th International Fatigue Congress*, Beijing, 1999. 573 ~ 578.
- 16 Ishikawa K, Kobayashi Y, Kido K. Endurance limit and fatigue crack propagation of magnesium alloys. In: Stanzl-Tschegg S E, Mayer H eds., *International Conference 2001: Fatigue in Very High Cycle Regime*, Vienna, 2001. 199 ~ 206.
- 17 Zettl B, Mayer H, Stanzl-Tschegg S E. Fatigue properties of Aluminum foams at very high numbers of cycles. In: Stanzl-Tschegg S E, Mayer H, eds., *International Conference 2001: Fatigue in Very High Cycle Regime*, Vienna, 2001. 237 ~ 244.
- 18 Masuda C, Nishijima S, Tanaka Y. Relationship between fatigue strength and hardness for high strength steels. *Trans. JSME*, 1986, 52A : 847 ~ 852.
- 19 Naito T, Ueda H, Kikuchi M. Fatigue behavior of carburized steel with in-

- ternal oxides and nonmartensitic microstructure near the surface. *Metal Trans.*, 1984, 15A: 1431 ~ 1436.
- 20 Honeycombe R W K. The plastic deformation of metals. Second edition, London: Edward Arnold Ltd., 1984. 411 ~ 416.
- 21 Schijve J. Fatigue of structures and materials in the 20th Century and the state of the art. *International Journal of Fatigue*, 2003, 25: 679 ~ 702.
- 22 Sakai T, Sato Y, Oguma N. Characteristic  $S-N$  properties of high-carbon-chromium-bearing steel under axial loading in long-life fatigue. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 2002, 25: 765 ~ 773.
- 23 Miller K J, O'Donnell W J. The Fatigue limit and its elimination. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 1999, 22: 545 ~ 557.
- 24 Mughrabi H. On the life-controlling microstructural fatigue mechanisms in ductile metals and alloys in the gigacycle regime. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 1999, 22: 633 ~ 641.
- 25 Bathias C. There is no infinite fatigue life in metallic materials. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 1999, 22: 559 ~ 565.
- 26 Friedel J. Dislocations. Oxford, New York: Pergamon Press, 1964.
- 27 Murakami Y, Nomoto T, Ueda T. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 1999, 22: 581 ~ 590.
- 28 Murakami Y, Takada M, Toriyama T. Super-long life tension-compression fatigue properties of quenched and tempered 0.46% Carbon steel. *Int. J. Fatigue*, 1998, 16(9): 661 ~ 667.
- 29 Wang Q Y. Gigacycle fatigue of ultra-high strength steels. *Journal of Mechanical Strength*, 2002, 24(1): 081 ~ 083 (In Chinese 王清远. 超高强度钢十亿周疲劳研究. *机械强度*, 2002, 24(1): 081 ~ 083.)
- 30 Suresh S. Fatigue of materials. Cambridge: Cambridge University Press, 1991.
- 31 Ochi Y, Matsumura T, Masaki K, et al. High-cycle rotating bending fatigue property in very long-life regime of high-strength steels. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 2002, 25: 823 ~ 830.
- 32 Murakami Y, Kodama S, Konuma S. Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels, I: Basic fatigue mechanism and evaluation of correlation between the fatigue fracture stress and the size and location of non-metallic inclusions. *Int. J. Fatigue*, 1989, 11: 291 ~ 298.
- 33 Murakami Y, Usuki H. Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels, II: Fatigue limit evaluation based on statistics for extreme values of inclusion size. *Int. J. Fatigue*, 1989, 11: 299 ~ 307.
- 34 Murakami Y, Toriyama T, Coudert E M. Instructions for a new method of inclusion rating and correlations with the fatigue limit. *Journal of Testing and Evaluation*, 1994, 22(4): 318 ~ 326.
- 35 Essmann U. Irreversibility of cyclic slip in persistent slip bands of fatigued pure fcc metals. *Phil. Mag. A*, 1982, 45(1): 171 ~ 190.
- 36 May A N. A model of metal fatigue. *Nature*, 1960, 185: 303 ~ 304.
- 37 May A N. Random slip model of fatigue and Coffin's law. *Nature*, 1960, 188: 573 ~ 574.
- 38 Wei R P. Environmental considerations for fatigue cracking. In: Stanzl-Tschegg S E, Mayer H, eds., *International Conference 2001: Fatigue in Very High Cycle Regime*, Vienna, 2001. 255 ~ 266.
- 39 Mayer H, Stanzl-Tschegg S. Environmental influences at very high frequency. In: Stanzl-Tschegg S E, Mayer H, eds., *International Conference 2001: Fatigue in Very High Cycle Regime*, Vienna, 2001. 267 ~ 274.
- 40 Mayer H. Fatigue crack growth and threshold measurements at very high frequencies. *International Materials Reviews*, 1999, 44(1): 1 ~ 33.
- 41 Papakyriacou M, Mayer H, Stanzl-Tschegg S. Influence of loading frequency on the fatigue properties in the very high cycle regime. In: Stanzl-Tschegg S E, Mayer H, eds., *International Conference 2001: Fatigue in Very High Cycle Regime*, Vienna, 2001. 73 ~ 80.
- 42 Mayer H, Laird C. Influence of cyclic frequency on strain localization and cyclic deformation in fatigue. *Mater. Sci. Eng.*, 1994, A187: 23 ~ 25.
- 43 Mughrabi H, Herz K, Stark X. Cyclic deformation and fatigue behaviour of alpha-iron mono- and polycrystals. *International Journal of Fracture*, 1981, 17(2): 193 ~ 220.
- 44 Meininger J M, Gibeling J C. Low-cycle fatigue of niobium-1 pct zirconium alloys. *Metall. Trans.*, 1992, 23A: 3077 ~ 3084.
- 45 Stanzl S E, Tschegg E K. Fatigue crack growth and threshold behavior at ultrasonic frequencies. *ASTM Special Technical Publication*, 1983. 3 ~ 18.
- 46 Furuya Y, Abe T, Matsuoka S.  $10^{10}$ -cycle fatigue properties of 1 800 MPa-class JIS-SUP7 spring steel. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 2003, 26(7): 641 ~ 646.
- 47 Murakami Y, Nomoto T, Ueda T, et al. On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ( $N > 10^7$  cycles), Part I: influence of hydrogen trapped by inclusions. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 2000, 23(11): 893 ~ 902.
- 48 Marquis G, Socie D. Long-life torsion fatigue with normal mean stresses. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 2000, 23: 293 ~ 300.
- 49 Ebara R. Long-term corrosion fatigue behaviour of structural materials. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 2002, 25: 855 ~ 859.
- 50 Papakyriacou M, Mayer H, Fuchs U, et al. Influence of atmospheric moisture on slow fatigue crack growth at ultrasonic frequency in Aluminum and Magnesium alloys. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 2002, 25: 795 ~ 804.
- 51 Holper B, Mayer H, Vasudevan A K, et al. Near threshold fatigue crack growth in Aluminium alloys at low and ultrasonic frequency: Influences of specimen thickness, strain rate, slip behaviour and air humidity. *International Journal of Fatigue*, 2003, 25(5): 397 ~ 411.