

# 基于夹杂-细晶粒区-鱼眼疲劳失效的超长寿命预测模型

邓海龙, 李伟<sup>✉</sup>, 孙振铎, 张震宇

北京理工大学机械与车辆学院, 北京 100081

✉通信作者, E-mail: lliw@bit.edu.cn

**摘要** 本文旨在研究夹杂-细晶粒区-鱼眼诱发疲劳失效的超长寿命预测模型。基于 Cr-Ni-W 合金钢疲劳试验结果, 结合局部应力-寿命法和位错-能量法, 分别构建了局部裂纹萌生寿命模型 (LCIL) 和考虑夹杂及细晶粒区影响的裂纹萌生寿命模型 (IFCIL), 并与 Tanaka-Mura 模型 (T-M) 进行了对比分析。其次, 分别对细晶粒区内的小裂纹扩展行为和细晶粒区外鱼眼内的长裂纹扩展行为进行建模, 最终形成了包含裂纹萌生和扩展在内的全寿命预测模型。结果表明, 考虑夹杂及细晶粒区影响的裂纹萌生寿命模型 (IFCIL) 有较高的预测精度; 对应细晶粒区的裂纹萌生寿命几乎等同于全寿命; 裂纹扩展寿命仅占据全寿命很小的一部分; 预测结果全部处于 2 倍偏差以内, 即全寿命模型可有效地用于夹杂-细晶粒区-鱼眼诱发失效的超长寿命预测。

**关键词** 金属疲劳; 夹杂起裂; 细晶粒区; 鱼眼; 寿命预测

**分类号** TG111.8

## A prediction model for the very high cycle fatigue life for inclusion-FGA (fine granular area)-fisheye induced fatigue failure

DENG Hai-long, LI Wei<sup>✉</sup>, SUN Zhen-duo, ZHANG Zhen-yu

School of Mechanical Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China

✉Corresponding author, E-mail: lliw@bit.edu.cn

**ABSTRACT** A prediction model for the very high cycle fatigue life for inclusion-fine granular area (FGA)-fisheye-induced failure was studied in this work. Combined with the experimental results of Cr-Ni-W alloy steel, a local crack initiation life model (LCIL) and an inclusion-FGA based crack initiation life model (IFCIL) were developed on the basis of the local stress-life method and the dislocation-energy method, respectively. Using the Tanaka-Mura model as a reference, the fitting results of LCIL and IFCIL models were analyzed. Based on the respective modeling of the small crack growth within the FGA and the long crack growth outside the FGA within the fisheye, the total life model involving crack initiation and growth was established. As a result, combined with the results of three crack initiation life models, the IFCIL model exhibits the highest prediction precision, and the predicted crack initiation life associated with the FGA size is nearly equivalent to the total life. Conversely, the crack growth life only occupies a fine fraction of the total life. Between the predicted and experimental results, the agreement is fairly good within the factor-of-two boundaries. In short, the established total life model can be effectively used to predict the very high cycle fatigue life for the inclusion-FGA-fisheye induced failure.

**KEY WORDS** metal fatigue; inclusion induced crack; fine granular area; fisheye; life prediction

收稿日期: 2016-07-06

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (51305027)

当前在航天、航空、车辆等领域中,机械部件的实际承载周期已远超 $10^7$ ,甚至达到 $10^9 \sim 10^{11}$ [1-2]。同时,发生在这个超长寿命区( $>10^7$ 周次)的疲劳失效现象,屡见不鲜。因此,明确超长寿命疲劳失效机理,提出合适的超长寿命预测方法已成为当前疲劳研究领域的一个热点[1]。

目前,合金钢仍然是当今最普遍使用的结构材料之一。已有研究结果表明[2-3],合金钢超长寿命疲劳失效往往源于材料内部的非金属夹杂等缺陷,其断口处常呈现出“鱼眼”型裂纹形貌。当疲劳寿命超过 $10^6$ 周次时,一个奇特的粗糙裂纹区会出现在夹杂周围。Sakai等[3]将其命名为细晶粒区(fine granular area, FGA)。他认为细晶粒区是由位错移动导致马氏体板条断裂,同时伴随着微裂纹的萌生和连接而形成的。此外,有些学者则认为细晶粒区的形成应关联于氢脆开裂[4]或微细碳化物离散剥离[5]。尽管目前对细晶粒区的认识还存在分歧,但学者们一致认为,细晶粒区的形成控制了合金钢的超长寿命疲劳特性。

从裂纹萌生或扩展的角度,一些学者认为细晶粒区的形成应属于裂纹萌生的范畴[6-8],但也有些学者认为细晶粒区的形成完全可以从裂纹扩展的角度进行描述[9-10]。后者的一个直接依据在于,形似细晶粒区的裂纹形貌在裂纹扩展试验中被观察到[11]。从裂纹萌生的角度,现有的超长寿命预测模型或方法较少。在忽视细晶粒区形成的基础上,Tanaka-Mura (T-M)模型[12]曾用于描述在超长寿命区夹杂诱发裂纹的萌生寿命预测。对比之下,基于裂纹扩展的寿命预测模型或方法较多,比如虑及夹杂或细晶粒区的寿命模型[13-14],涉及裂纹尖端塑性区的寿命模型[10],以及累积损伤模型[10,15]等。众所周知,疲劳过程是由裂纹萌生和裂纹扩展两方面组成。尤其在低应力-长寿命区,

裂纹的萌生应占据一定的比重。因此,同时虑及裂纹萌生及扩展的影响,进而建立全寿命预测方法,亟待研究。

本文基于Cr-Ni-W合金钢的超长寿命疲劳试验,探讨了其应力-寿命特性及失效机理。其次,结合局部应力-寿命法和位错-能量法,分别建立了局部裂纹萌生寿命模型(local crack initiation life, LCIL)和考虑夹杂及细晶粒区影响的裂纹萌生寿命模型(inclusion and FGA based crack initiation life, IFCIL),并与T-M模型进行了比较。接着,结合小裂纹断裂力学理论,构建了裂纹扩展寿命模型。最终,形成了针对夹杂-细晶粒区-鱼眼诱发疲劳失效的全寿命预测模型。

## 1 试验材料与方法

### 1.1 试验材料

试验材料为Cr-Ni-W合金钢,其化学成分见表1所示。首先将直径为16 mm退火钢棒加工到沙漏状,再利用600#~2000#金刚砂纸沿试件轴向方向由低粒度至高粒度逐渐研磨试样表面,最终得到试样尺寸,如图1所示。其最小截面直径及缺口圆弧半径分别为4.5 mm和60 mm,相关应力集中系数为1.02。热处理条件为:一次淬火(950℃,保温30 min后空冷)、二次淬火(850℃,保温30 min后空冷)和低温回火(170℃,保温3 h后空冷)。基于力学拉伸性能及硬度试验,材料的抗拉强度 $\sigma_b$ 为1609 MPa,屈服强度 $\sigma_y$ 为1190 MPa,弹性模量 $E_s$ 为205 GPa,泊松比 $\nu_s$ 为0.3,试样断口截面上的平均维氏硬度值(HV)为503。

表1 钢的化学组成(质量分数)

Table 1 Chemical composition of steel							%
C	Si	Mn	Cr	Ni	W	V	Mo
0.16	0.19	0.33	1.55	4.22	0.97	0.01	0.01

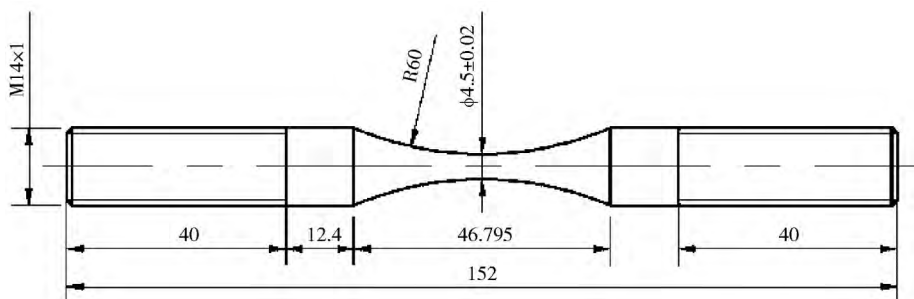


图1 试样形状及尺寸(单位:mm)

Fig. 1 Shape and dimensions of specimen (unit: mm)

通过体积分数4%的乙醇硝酸溶液的腐蚀,同时结合JSM-6610LV扫描电子显微镜和INCA350ADD能谱仪的观测分析,该材料的微观组织为回火马氏体,并伴有非金属夹杂物( $Al_2O_3$ )的存在,如图2所示。基于

文献[16]可知,其弹性模量 $E_s$ 和泊松比 $\nu_s$ 可分别近似为390 GPa和0.25。

### 1.2 试验方法

在室温空气中,使用QBG-100KN高频疲劳试验机

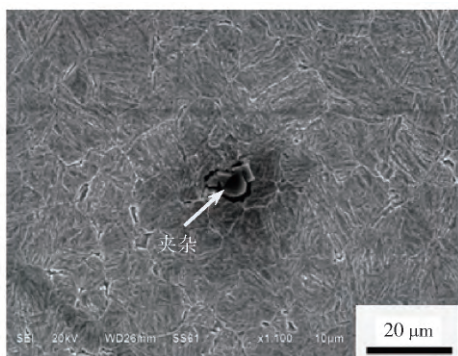


图2 微观组织及夹杂

Fig. 2 Microstructure and inclusion

对试样开展轴向加载疲劳试验,其加载频率约为 100 Hz,应力比为 -1。由于本文主要是针对Cr-Ni合金钢超长寿命区进行失效分析及寿命预测,故其加载周次在  $10^6 \sim 10^9$  周次之间。通过 PortixB 红外测温仪检测,在试验过程中试样没有发热现象。基于扫描电子显微镜,观察了所有的疲劳断口,分析其裂纹萌生位置及失效机理。

## 2 试验结果

### 2.1 应力-寿命曲线

图3给出了疲劳试验获得的应力-寿命( $S-N$ )数据点。基于扫描电子显微镜观察可知,所有断口的裂纹源均源于试样内部非金属夹杂,属于内部疲劳失效。也就是说,由内部夹杂诱发的疲劳失效已成为Cr-Ni-W合金钢超长寿命疲劳失效的主要形式。此外, $S-N$ 数据随着疲劳寿命的增长而呈现持续下降的趋势,且无传统疲劳极限的存在。基于试验数据的线性分布规律,选取单对数直线模型  $\sigma = -A \lg N + B$  结合最小二乘法对数据点进行拟合,得到对应拟合曲线,如图3中实线所示。本文中,定义对应  $10^9$  周次的应力幅值为疲劳极限  $\sigma_w$ 。通过拟合曲线方程的计算, $\sigma_w$  约为 485 MPa。

### 2.2 断口观察

基于显微镜对断口的观察,所有试样的疲劳失效均源于内部的夹杂,都具有鱼眼型裂纹的形貌特征。同时,在夹杂周围可清晰地观测到细晶粒区的存在。一个典型内部夹杂-细晶粒区-鱼眼诱发疲劳失效的断口形貌如图4所示,图中短划线区域为鱼眼,实线区域为细晶粒区,鱼眼中心为诱发疲劳失效的内部夹杂。由于夹杂与基体材料的弹性模型不同,在循环交变载荷作用下,基于夹杂与基体材料之间变形不协调的影响,材料内部应力集中主要体现在材料内部夹杂处。也就是说,夹杂会改变其周围基体局部应力分布,进而引起裂纹的萌生,形成细晶粒区。此外,鱼眼之外的裂纹形貌与细晶粒区(FGA)之外鱼眼之内的裂纹形貌大

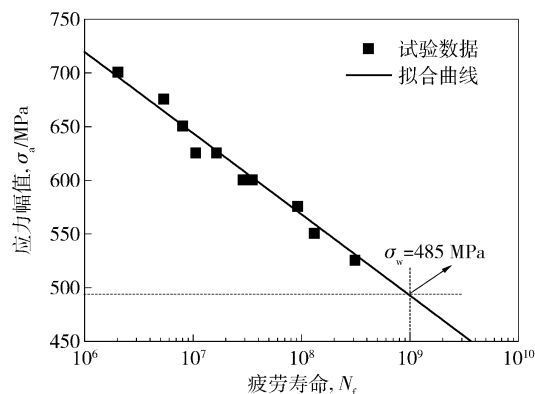


图3 Cr-Ni-W合金钢内部失效应力-寿命曲线

Fig. 3  $S-N$  curve of Cr-Ni-W alloy steel with interior failure

不相同,这是由于裂纹扩展速率不同造成的。

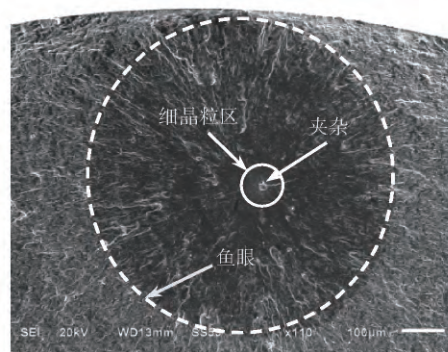


图4 夹杂-细晶粒区-鱼眼形貌

Fig. 4 Morphology of inclusion, FGA, and fish-eye

### 2.3 裂纹尺寸特征

通过疲劳断口观察,夹杂、细晶粒区和鱼眼的形状都可近似为圆形。基于图形测量软件,测得它们的半径大小如图5所示。可以看出,夹杂的半径  $R_i$  随着Cr-Ni-W合金钢超长寿命的增长变化不大,其大小仅取决于材料的冶炼工艺。而细晶粒区半径  $R_F$  及鱼眼半径  $R_e$  均随着Cr-Ni-W合金钢超长寿命的增长而近似增大。这表明,对应的细晶粒区及鱼眼的尺寸越大,Cr-Ni-W合金钢超长寿命疲劳寿命越长。

## 3 裂纹萌生寿命模型

### 3.1 局部应力-萌生寿命法

研究证实<sup>[17]</sup>,局部  $S-N$  法可以用来预测裂纹的萌生寿命。基于 Basquin 公式,Liu 和 Choi<sup>[18]</sup> 提出了常规疲劳寿命在  $10^7$  周次以内的裂纹萌生寿命模型,如下:

$$N_i = 10^7 \left( \frac{700}{\sigma_a} \right)^{\frac{4}{(\lg \sigma_b - 2.85)}} \quad (1)$$

式中, $N_i$  为裂纹萌生寿命, $\sigma_b$  为抗拉强度,可近似看作为 100 周次下的疲劳强度<sup>[18]</sup>。相应的  $S-N$  对数关系及参数定义如图6所示。图中短划线表示对应  $10^7$  周

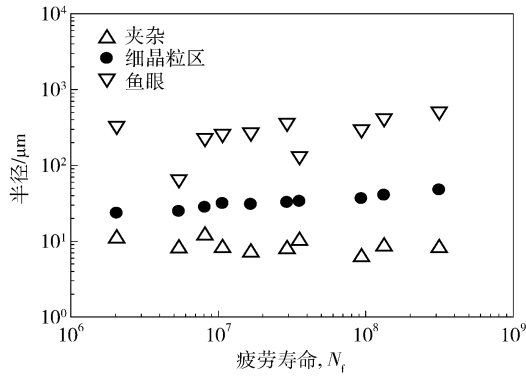
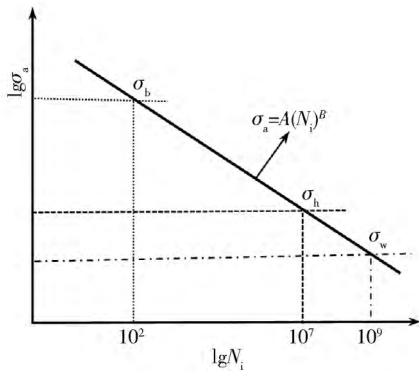


图 5 夹杂、细晶粒区及鱼眼大小与寿命的关联

Fig. 5 Relations between  $R_i$ ,  $R_F$ ,  $R_c$ , and  $N_f$ 

次时的疲劳极限  $\sigma_h = A(10^7)^B$ , 虚线表示抗拉强度  $\sigma_b = A(10^2)^B$ ,  $A$  和  $B$  分别为  $10^7$  cycles 下 Basquin 公式的系数和指数。

图 6 基于 Basquin 公式的  $S-N$  对数关系Fig. 6 Basquin type  $S-N$  logarithmic relation

但应该注意的是, 针对  $10^7$  周次以外的超长寿命疲劳破坏, 公式 (1) 显然不适合. 在本文 2.1 中, 疲劳极限被定义为对应  $10^9$  周次的应力幅值. 因此借用 Liu 模型的理念,  $\sigma_w$  的值可表达如下:

$$\sigma_w = A'(10^9)^{B'} \quad (2)$$

式中,  $A'$  和  $B'$  分别为  $10^9$  周次下 Basquin 公式的系数和指数. 再结合  $\sigma_b = A(10^2)^B$ , 则有:

$$A' = \frac{\sigma_w}{10^{9B'}} \quad (3)$$

$$B' = \frac{\lg \sigma_w - \lg \sigma_b}{7} \quad (4)$$

最终, 可建立对应疲劳寿命在  $10^9$  周次以内的局部裂纹萌生寿命模型 (LCIL), 如下:

$$N_i = 10^9 \left( \frac{\sigma_w}{\sigma_a} \right)^{\frac{7}{\lg \sigma_b - \lg \sigma_w}} \quad (5)$$

### 3.2 位错-能量法

基于位错-能量理论, Tanaka-Mura 提出了夹杂诱发裂纹萌生的 T-M 模型, 如下:

$$N_i = \left[ \frac{G_h(G_h + G_i)}{G_i} \right] \left( \frac{h}{h+l} \right)^2 \frac{4W_s}{(\Delta\tau - 2\tau_f)^2 R_i} \quad (6)$$

式中,  $G_h$  为基体材料的剪切模量,  $G_i$  为夹杂物的剪切模量,  $h$  和  $l$  分别为椭圆滑移带的短半轴和长半轴,  $W_s$  为单位断裂能,  $\Delta\tau$  为局部剪应力范围,  $\tau_f$  为临界剪切应力。

众所周知, 并不是所有的位错都对裂纹萌生产生作用, 只有关联于裂纹尺寸的位错滑移会影响裂纹萌生<sup>[19]</sup>. 而在位错滑移区, 有效的位错滑移数量  $n_c$  可以定义为<sup>[20]</sup>:

$$n_c = 0.05 \left( \frac{2l}{bh} \right) \sqrt{\frac{cW_{eq}}{2lG_h}} \quad (7)$$

式中  $b$  为伯格矢量系数,  $W_{eq}$  为在位错滑移带内的等效位错应变能,  $c$  为裂纹长度. 其中,  $W_{eq}$  可表示为:

$$W_{eq} = 4l\gamma_s \quad (8)$$

式中,  $\gamma_s$  为裂纹表面能, 则裂纹长度可表示为:

$$c = n_c b \quad (9)$$

结合公式 (7), 则有:

$$c = 0.005 \left( \frac{2l}{h} \right)^2 \frac{\gamma_s}{G_h} \quad (10)$$

基于公式 (6) 及  $\gamma_s = W_s^{[19]}$ , 裂纹萌生寿命模型可表示为:

$$N_i = \left[ \frac{G_h(G_h + G_i)}{0.005G_i} \right] \frac{h^4}{l^2(h+l)^2} \frac{G_h}{(\Delta\tau - 2\tau_f)^2 R_i} \quad (11)$$

公式两端开平方可得:

$$N_i^{1/2} = \left[ \frac{G_h(G_h + G_i)}{0.005G_i} \right]^{1/2} \frac{h^2}{l(h+l)} \frac{G_h^{1/2}}{(\Delta\tau - 2\tau_f)} \left( \frac{c}{R_i} \right)^{1/2} \quad (12)$$

为提高预测寿命与试验数据之间的拟合精度, 可以用  $\alpha$  ( $0 < \alpha < 1$ ) 修正  $N_i$  模型, 即公式 (12) 可变形为:

$$(N_i)^\alpha = \left[ \frac{G_h(G_h + G_i)}{0.005G_i} \right]^{1/2} \frac{G_h^{1/2} h^2}{l(h+l)(\Delta\tau - 2\tau_f)} \left( \frac{c}{R_i} \right)^{1/2} \quad (13)$$

式中,  $\alpha$  为提高预测精度的拟合指数. 在本文中, 结合细晶粒区 (FGA) 的形成机制, 即细晶粒区是由位错移动导致马氏体板条断裂, 同时伴随着微裂纹的萌生和连接而形成, 明确了椭圆位错滑移区覆盖到整个细晶粒区的结论. 因此, 公式 (13) 可变为:

$$(N_i)^\alpha = \frac{10\sqrt{2}G_h h_F^2 c^{1/2} (G_h + G_i)^{1/2}}{R_i^{1/2} G_i^{1/2} l_F (h_F + R_F) (\Delta\tau - 2\tau_f)} \quad (14)$$

式中  $l_F$  表示细晶粒区的长半轴, 可等效为细晶粒区的半径  $R_F$ ,  $h_F$  表示细晶粒区的短半轴, 作为一个拟合系数. 在这种条件下, 裂纹长度  $c$  可表示为:

$$c = R_F - R_i \quad (15)$$

此外, 根据 Von Misses 八面体剪应力屈服准则, 在

单轴拉压状态时,八面体剪应力  $\tau_{oct}$  和材料屈服强度的关系可以表达为:

$$\tau_{oct} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sigma_y. \quad (16)$$

由此,可以得到:

$$\Delta\tau = \frac{\sqrt{2}}{3} \Delta\sigma = \frac{2\sqrt{2}}{3} \sigma_a. \quad (17)$$

$$\tau_f = \frac{\sqrt{2}}{3} \sigma_w. \quad (18)$$

将公式(15)、(17)及(18)代入公式(14),可以建立考虑夹杂和细晶粒区影响的裂纹萌生寿命模型(IFCIL):

$$(N_i)^\alpha = \frac{15 G_h h_F^2 (R_F - R_i)^{1/2} (G_h + G_i)^{1/2}}{R_i^{1/2} G_i^{1/2} R_F (h_F + R_F) (\sigma_a - \sigma_w)}. \quad (19)$$

在求解过程中,可借鉴剪切模量  $G$  与弹性模量  $E$  和泊松比  $\nu$  之间的关系,为  $G = E/[2(1+\nu)]$ . 此外,  $h_F$  和  $\alpha$  的值可由  $S-N$  数据、夹杂和细晶粒区的半径拟合得到.

### 3.3 比较与分析

分别基于公式(5)、(6)及(13)所示的 T-M、局部裂纹萌生寿命模型(LCIL)和考虑夹杂和细晶粒区影响的裂纹萌生寿命模型(IFCIL)模型,可得到三条应力-萌生寿命曲线,如图7所示. 可以近似看出,考虑夹杂和细晶粒区影响的裂纹萌生寿命模型(IFCIL)的预测结果比较一致于试验数据. 此外,分别计算了三个模型的拟合相关系数,对应考虑夹杂和细晶粒区影响的裂纹萌生寿命模型(IFCIL)、局部裂纹萌生寿命模型(LCIL)及 T-M 模型的相关系数值分别为 0.98、0.85 和 0.42. 相关系数值越接近 1,拟合效果越好. 因此,可以确定考虑夹杂和细晶粒区影响的裂纹萌生寿命模型的拟合结果最好,局部裂纹萌生寿命模型(LCIL)次之, T-M 模型相对较差.

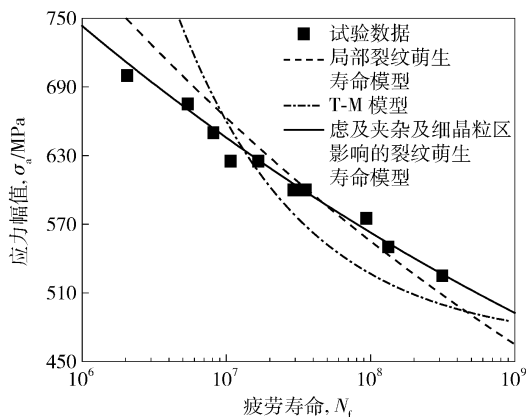


图7 三种裂纹萌生寿命模型的对比

Fig. 7 Comparison of three crack initiation life models

基于考虑夹杂和细晶粒区影响的裂纹萌生寿命模型(IFCIL),当裂纹长度  $c$  变化时,可建立对应不同裂

纹长度的应力-萌生寿命曲线,如图8所示. 可以得出,在同一裂纹长度下,高应力区的裂纹萌生快,而在低应力区的裂纹萌生较慢. 此外,在高应力区,同一应力幅值下的疲劳寿命随着裂纹长度的减小而明显减少. 但在低应力区,这一趋势并不明显. 当裂纹长度近似为细晶粒区半径时,其裂纹萌生寿命几乎等同于全寿命,如图中实线所示.

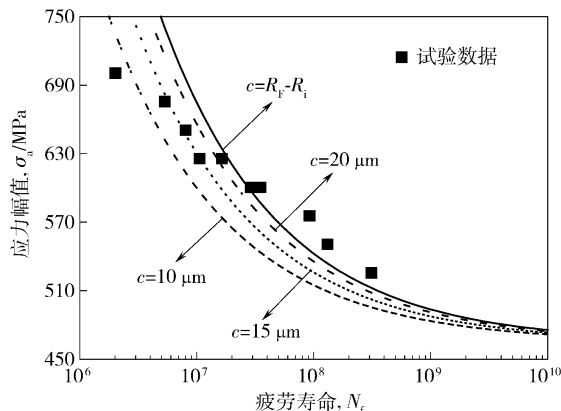


图8 不同裂纹长度下的应力-萌生寿命曲线

Fig. 8 Stress versus initiation life curves at  $c$ -values

## 4 裂纹扩展寿命模型

针对夹杂诱发的内部圆形裂纹扩展,其应力强度因子范围  $\Delta K$  可表达如下<sup>[21]</sup>:

$$\Delta K = \frac{2}{\pi} \Delta\sigma \sqrt{\pi a}. \quad (20)$$

式中  $a$  为裂纹半径. 因此,对应夹杂、细晶粒区和鱼眼的应力强度因子范围可以表达为:

$$\Delta K_{i, \text{ or } F, \text{ and or } e} = \frac{2}{\pi} \Delta\sigma \sqrt{\pi R_{i, \text{ or } F, \text{ and or } e}}. \quad (21)$$

基于图5中夹杂、细晶粒区及鱼眼的尺寸结果,对应夹杂的最大应力强度因子  $K_{\max}$  的计算值最小仅为  $1.68 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ,远低于常规长裂纹扩展的门槛值. 因此可确定,夹杂诱发的初期裂纹扩展属于小裂纹扩展的范畴,即在细晶粒区形成过程中既有裂纹萌生又有小裂纹扩展. 而对应细晶粒区和鱼眼的最大应力强度因子值几乎都保持常数,均值分别约为  $3.89 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  和  $11.29 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ . 结合其他研究结论<sup>[3]</sup>,细晶粒区和鱼眼的应力强度因子可分别视为是内部长裂纹稳定扩展和失稳扩展的门槛值. 因此,从裂纹扩展的角度,由夹杂到细晶粒区可归为小裂纹扩展阶段,而细晶粒区到鱼眼可视为长裂纹扩展阶段.

在本文中,采用 Paris-Hertzberg-McClintock 方程来描述这一小裂纹加长裂纹扩展行为,其表达式如下<sup>[22]</sup>:

$$\frac{da}{dN} = b \left( \frac{\Delta K_{\text{eff}}}{E \sqrt{b}} \right)^3. \quad (22)$$

式中,  $b$  为 Burger 常数,  $\Delta K_{\text{eff}}$  为有效应力强度因子范围. 此外, 小裂纹与长裂纹扩展行为关系如图 9 所示,  $x$  为速率影响因子. 由图可知, 小裂纹与长裂纹的扩展速率不同, 对应本文应力比为  $-1$  时,  $x$  值近似等于  $3^{[14]}$ . 基于夹杂诱发小裂纹扩展的门槛条件, 即  $da/dN = b$ , 同时结合公式 (21) 和式 (22) 可以变为:

$$1 = \frac{\Delta K_i}{E\sqrt{b}} = \frac{2\Delta\sigma\sqrt{\pi R_i}}{\pi E\sqrt{b}} \text{ 或 } R_i = \frac{\pi E^2 b}{4(\Delta\sigma)^2}. \quad (23)$$

那么, 小裂纹扩展速率可表示为:

$$\frac{da}{dN} = b \left( \frac{2\Delta\sigma\sqrt{\pi a}}{\pi E\sqrt{b}} \right)^3 = b \left( \frac{a}{R_i} \right)^{3/2}. \quad (24)$$

从  $R_i$  到  $R_F$ , 对上式进行积分, 可得到小裂纹扩展寿命模型如下:

$$N_{R_i \rightarrow R_F} = \frac{\pi E^2}{2(\Delta\sigma)^2} \left( 1 - \sqrt{\frac{R_i}{R_F}} \right). \quad (25)$$

鉴于长裂纹的扩展速率为小裂纹扩展速率的  $1/x^{3[14]}$ , 基于公式 (24), 则有长裂纹扩展速率为:

$$\frac{da}{dN} = \frac{b}{x^3} \left( \frac{2\Delta\sigma\sqrt{\pi a}}{\pi E\sqrt{b}} \right)^3 = \frac{b}{27} \left( \frac{a}{R_i} \right)^{3/2}. \quad (26)$$

从  $R_F$  到  $R_e$ , 对上式进行积分, 可得到长裂纹扩展寿命模型:

$$N_{R_F \rightarrow R_e} = \frac{27\pi E^2}{2(\Delta\sigma)^2} \left( \sqrt{\frac{R_i}{R_F}} - \sqrt{\frac{R_i}{R_e}} \right). \quad (27)$$

因此, 基于公式 (25) 和 (27), 可建立总裂纹扩展寿命模型如下:

$$N_p = N_{R_i \rightarrow R_F} + N_{R_F \rightarrow R_e} = \frac{\pi E^2}{2(\Delta\sigma)^2} \left( 1 + 26\sqrt{\frac{R_i}{R_F}} - 27\sqrt{\frac{R_i}{R_e}} \right). \quad (28)$$

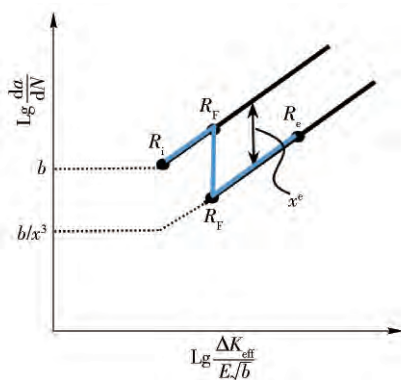


图 9 小裂纹与长裂纹扩展行为关系<sup>[15]</sup>

Fig. 9 Diagram of small and long crack growth behaviors

基于夹杂—细晶粒区—鱼眼疲劳失效的裂纹扩展寿命模型, 其预测结果如表 2 所示. 由表可知, 预测的裂纹扩展寿命的区间在  $2 \times 10^5 \sim 5 \times 10^5$  周次之间. 可以看出, 随着应力幅值的降低, 裂纹扩展寿命在全寿命

中的比重会越来越低. 比较小裂纹寿命与长裂纹寿命可知, 裂纹扩展以长裂纹扩展为主. 在整体上, 裂纹扩展寿命占全寿命的比重也较小. 该结果与文中 3.3 节中的裂纹萌生预测结果一致.

表 2 裂纹扩展寿命预测结果

Table 2 Predicted results of crack propagation life

$\sigma_a/\text{MPa}$	$NR_i \rightarrow R/10^4$	$NR_F \rightarrow R/10^5$	$N_p/10^5$	$N_p/N$
700	1.06	4.56	4.67	$2.27 \times 10^{-1}$
675	1.55	2.16	2.32	$4.28 \times 10^{-2}$
650	1.36	4.47	4.60	$5.67 \times 10^{-2}$
625	2.07	3.77	3.98	$3.72 \times 10^{-2}$
625	2.18	3.65	3.87	$2.32 \times 10^{-2}$
600	2.32	4.27	4.50	$1.54 \times 10^{-2}$
600	2.06	3.37	3.58	$1.01 \times 10^{-2}$
575	2.93	3.61	3.90	$4.18 \times 10^{-3}$
550	2.94	4.65	4.94	$3.72 \times 10^{-3}$
525	3.50	4.65	5.00	$1.59 \times 10^{-3}$

## 5 全寿命模型

综上所述, 同时虑及裂纹萌生寿命及裂纹扩展寿命, 利用式 (19) 和式 (28), 可构建针对夹杂—细晶粒区—鱼眼诱发疲劳失效的全寿命模型:

$$N = N_i + N_p = \left( \frac{15G_h h_F^2 (G_h + G_i)^{1/2} (R_F - R_i)^{1/2}}{R_i^{1/2} G_i^{1/2} R_F (h_F + R_F) (\sigma_a - \sigma_w)} \right)^{1/\alpha} + \frac{\pi E^2}{2(\Delta\sigma)^2} \left( 1 + 26\sqrt{\frac{R_i}{R_F}} - 27\sqrt{\frac{R_i}{R_e}} \right). \quad (29)$$

图 10 给出了预测寿命与试验寿命的比较结果. 可以看出, 预测寿命均处于试验寿命的  $\pm 2$  倍分散带以内. 这表明, 虑及细晶粒区及裂纹尺寸影响, 构建的全寿命模型能够对夹杂—细晶粒区—鱼眼诱发疲劳失效的超长寿命进行准确预测.

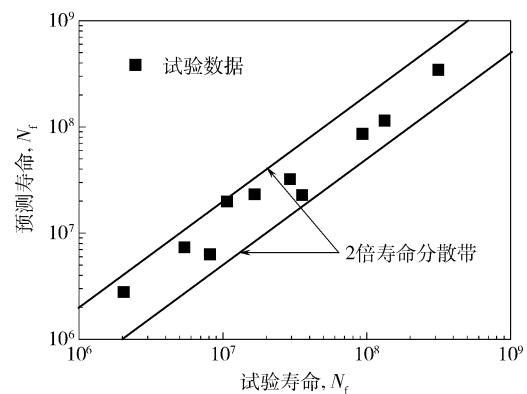


图 10 预测寿命和试验寿命的比较

Fig. 10 Comparison of predicted and experimental lives

## 6 结论

(1) 从裂纹萌生的角度,提出了局部裂纹萌生寿命模型(LCIL)和考虑夹杂及细晶粒区影响的裂纹萌生寿命模型(IFCIL);比较分析可知,考虑夹杂及细晶粒区影响的裂纹萌生寿命模型(IFCIL)有较好的预测精度;对应细晶粒区尺寸的裂纹萌生寿命几乎等同于全寿命。

(2) 从裂纹扩展的角度,基于应力强度因子值,将细晶粒区作为小裂纹与长裂纹扩展行为的转换点,提出了小裂纹+长裂纹扩展模型;整体分析表明,裂纹扩展寿命占全寿命的比重较小。

(3) 构建了包含裂纹萌生和扩展在内的全寿命预测模型;预测精度在 $\pm 2$ 倍偏差以内,可有效预测夹杂-细晶粒区-鱼眼诱发疲劳失效的超长寿命。

## 参 考 文 献

- [1] Lu L T, Zhang J W, Cui G D, et al. Effect of gas nitriding on the fatigue properties of medium carbon railway axle steel in a very high cycle regime. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2011, 33(6): 709 (鲁连涛, 张继旺, 崔国栋, 等. 气体渗氮对中碳车轴钢超长寿命疲劳性能的影响. 北京科技大学学报, 2011, 33(6): 709)
- [2] Xie Q, Wang H. Finite element analysis of hydrogen induced internal fatigue crack initiation and propagation in steel. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2013, 35(10): 1313 (谢卿, 王弘. 氢致钢内部疲劳裂纹萌生和扩展的有限元分析. 北京科技大学学报, 2013, 35(10): 1313)
- [3] 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 Eng Mater Struct*, 2002, 25(8): 765
- [4] Murakami Y, Yokoyama N N, Nagata J. Mechanism of fatigue failure in ultralong life regime. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2002, 25(8): 735
- [5] Shiozawa K, Lu L T, Ishihara S.  $S-N$  curve characteristics and subsurface crack initiation behaviour in ultra-long life fatigue of a high carbon-chromium bearing steel. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2001, 24(12): 781
- [6] Wang Q Y, Bathias C, Kawagoishi N, et al. Effect of inclusion on subsurface crack initiation and gigacycle fatigue strength. *Int J Fatigue*, 2002, 24(12): 1269
- [7] Huang Z Y, Wagner D, Bathias C, et al. Subsurface crack initiation and propagation mechanisms in gigacycle fatigue. *Acta Mater*, 2010, 58(18): 6046
- [8] Chapetti M D, Tagawa T, Miyata T. Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels: Part II. Estimation of fatigue limit for failure from internal inclusions. *Mater Sci Eng A*, 2003, 356(1): 236
- [9] Murakami Y, Miller K J. What is fatigue damage? a view point from the observation of low cycle fatigue process. *Int J Fatigue*, 2005, 27(8): 991
- [10] Sun C Q, Lei Z Q, Xie J J, et al. Effects of inclusion size and stress ratio on fatigue strength for high-strength steels with fish-eye mode failure. *Int J Fatigue*, 2013, 48: 19
- [11] Stanzl-Tschegg S, Schönbauer B. Near-threshold fatigue crack propagation and internal cracks in steel. *Procedia Eng*, 2010, 2(1): 1547
- [12] Tanaka K, Mura T. A theory of fatigue crack initiation at inclusions. *Metall Trans A*, 1982, 13(1): 117
- [13] Tanaka K, Akiniwa Y. Modelling of small fatigue crack growth interacting with grain boundary. *Eng Fract Mech*, 1986, 24(6): 803
- [14] Marines-Garcia I, Paris P C, Tada H, et al. Fatigue crack growth from small to long cracks in very-high-cycle fatigue with surface and internal “fish-eye” failures for ferrite-perlitic low carbon steel SAE 8620. *Mater Sci Eng A*, 2007, 468-470: 120
- [15] Stepanskiy L G. Cumulative model of very high cycle fatigue. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2012, 35(6): 513
- [16] Cerullo M. Sub-surface fatigue crack growth at alumina inclusions in AISI 52100 roller bearings. *Procedia Eng*, 2014, 74: 333
- [17] Choi Y, Liu C R. Rolling contact fatigue life of finish hard machined surfaces: Part I. Model development. *Wear*, 2006, 261: 485
- [18] Liu C R, Choi Y. Rolling contact fatigue life model incorporating residual stress scatter. *Int J Mech Sci*, 2008, 50(12): 1572
- [19] Chan K S. A microstructure-based fatigue-crack-initiation model. *Metall Mater Trans A*, 2003, 34(1): 43
- [20] Venkataraman G, Chung Y W, Nakasone Y, et al. Free-energy formulation of fatigue crack initiation along persistent slip bands: calculation of  $S-N$  curves and crack depths. *Acta Metall Mater*, 1990, 38(1): 31
- [21] Murakami Y, Aoki S. *Stress Intensity Factors Handbook*. Japan: Pergamon, 1987
- [22] Paris P C, Tada H, Donald J K. Service load fatigue damage—a historical perspective. *Int J Fatigue*, 1999, 21(Suppl 1): S35