

单向加载,平均应力下的 疲劳短裂纹生长¹⁾

王春辉 K. J. Miller

(英国谢菲尔德大学结构完整性研究所)

摘要 本文报道单向加载下平均应力和交变应力对疲劳短裂纹生长的影响。采用一种 1.99% NiCrMo 钢,在平均应力和交变应力不同组合的应力控制条件下进行室温疲劳试验,将疲劳过程划分为 3 个阶段:塑性局部化,微观组织短裂纹(MSC)生长和物理短裂纹(PSC)生长。研究了平均应力对上述 3 个阶段的影响并得到一组关系式,这些关系式可预测多种平均应力和交变应力组合条件下短裂纹的初始阶段和生长行为。获得了不同平均应力下疲劳承载曲线的满意的预测结果。本研究为仍依赖于传统的 Goodman 疲劳图的设计人员提供了一种以疲劳过程物理机制为基础的方法。

关键词 疲劳短裂纹生长,平均应力,塑性局部化,疲劳寿命预测

一、引言

已经知道,在一个周期性应力上迭加一个平均拉应力,将降低材料的疲劳强度和构件的疲劳寿命,而平均压应力则有益或无害。传统的设计方法是通过在不同的平均应力水平下测定疲劳承载能力曲线(S-N 曲线),由此建立半经验的关系。按这种方法所得到的一些关系式只是建立在少量的试验结果之上,如 Goodman^[1] 和 Gerber^[2] 关系。然而,由于对平均应力载荷下疲劳短裂纹的生长行为了解甚少,使得不可能确定传统方法的有效性,尤其对于变载情况,同时还产生了一些严重的问题。当把上述的关系用于高平均应力时,这一困难更为突出。

目前的设计原理,如根据线弹性断裂力学(LEFM)建立的损伤容限方法已取得一些进展,并使得对低应力下含裂纹构件的安全应力水平和寿命的估算成为可能。然而,由于 LEFM 适用性的限制,尤其在高平均应力载荷下,这类方法不再适用。特别地,不能从 LEFM 类型的试样得到的结果构造出 Goodman 或 Gerber 类型的曲线。

本文采用由 1.99% NiCrMo 钢制备的光滑试样,研究单向载荷下平均轴向应力对疲劳短裂纹萌生和长大的影响。应力比确定在-1.7 至 2.5 之间,交变应力幅的范围从 295 MPa 至 650 MPa。

二、试验与结果

选用一种 1.99% NiCrMo 钢,其化学成份为(wt%): 0.29C, 0.21Si, 0.55Mn, 0.01

1) 本文由黄克智主编推荐,中科院力学所洪友士译。于 1992 年 12 月 1 日收到。

S, 0.005P, 1.99Ni, 1.3Cr, 0.57Mo, 0.09V, Fe 余. 试验材料由 850℃蒸汽淬火, 然后在 710℃回火, 试样的力学性能为: 0.2% 条件屈服应力 710MPa, 抗拉强度 840MPa, 硬度 280HV, 伸长率 18.3%, 截面收缩率 63%. 对此材料已经进行了周期性变形行为的研究^[3], 表明该材料在应力控制条件下出现循环软化, 其循环屈服应力为 622MPa ($\Delta\epsilon_p = 0.2\%$). 本文采用细腰形圆棒试样(两端直径比中间略大), 其最小直径为 7.3mm; 这样限制了疲劳裂纹萌生的区域, 从而便于复型样品的制作和研究. 试样经机械研磨并用 1 μm 的磨料精抛; 抛光后的试样用 2% 的硝酸酒精腐蚀, 以利于观察短裂纹及其与显微组织的相互作用.

高应变疲劳试验和低应力疲劳试验分别在 Mayes 液压伺服试验机和 Instron 谐振试验机上进行. 由于载荷频率对所用材料短裂纹生长行为和疲劳寿命影响很小^[3], 因此, 室温下载荷频率的影响可以忽略.

表 1 单轴疲劳试验结果
Table 1 Results of uniaxial tests

Tests No.	Stress Amplitude (MPa)	Mean Stress (MPa)	N_f (cycles)	N_0 (cycles)	$C_{max} \times 10^3$	$G_0 \times 10^3$	n	$G \times 10^3$	$\frac{D}{\mu\text{m}} \frac{1}{\text{cycle}} \times 10^3$
55	464	-120	879000	300000	3.06	0.0165	1.66	0.094	15.6
56	490	-120	298000	65000	8.37	0.289	1.33	0.201	30
59	500	-120	216000	20000	9.83	0.315	1.42	0.321	54.24
50	500	-200	112000	10000	18.4	3.485	1.355	0.367	-
52	460	0	1150000	200000	0.82	0.001	1.57	0.0865	10.5
53	456	0	1060000	300000	0.95				-
31	510	0	190000	15000	8.66				-
32	520	0	202000	30000	14.1	0.244	1.445	0.342	35
33	490	0	223000	25000	5.01				-
42	550	0	288000	5000	88.9	13.95	1.00	1.356	101
41	600	0	3345	300	447	37.65	1.256	16.28	203
44	600	0	3571	750	1710				-
45	650	0	600	50	3420	52.7	1.38	22.7	17.8
51	464	100	391000	15000	6.0	0.0447	1.537	0.111	23
38	405	232	142000	19780	11.4	0.410	1.298	0.344	39.3
40	405	228	204000	10000	14.5	0.399	1.356	0.322	45.1
34	378	400	203000	48000	13.1				14.4
35	369	407	303000	170000	7.53	0.256	1.432	0.308	-
36	360	400	202000	10000	6.3				24.9
37	355	400	632000	10000	5.45				-
57	315	471	923000	380000	1.92	0.0598	1.581	0.206	34
58	310	504	373000	100000	4.96	0.1915	1.44	0.2618	43.6
60	295	504	842000	330000	0.79	0.056	1.39	0.057	-

疲劳试验复盖了高周和低周疲劳范畴,对应的疲劳寿命范围从几千周至 1 百万周以上。所有的疲劳试验都在应力控制条件下进行,以防止平均应力的可能松弛且便于试验数据以应力为基准进行比较和建立联系。每隔一段时间中断疲劳试验,从而在试样表面上制取复型样品。随后,用一个由计算机辅助的图像放大和测量系统在复型样品上测量裂纹长度。

表 1 列出所用的载荷条件和相应的疲劳寿命。这一结果表明,产生相同疲劳寿命(Nf)所需的交变应力水平随平均拉应力增加而减小,尽管平均压应力无此效应。无论在完全反向($R = -1$)或不对称($R \approx -1$)载荷条件下,所有的疲劳失效都是由于萌生于表面的裂纹扩展所致。图 1 表示几种载荷条件下一些典型的裂纹生长数据,更多的数据在文献[3]中给出。由于破断方式可能受到非对称载荷的影响,因而试验应力比选择在一2.0 至 0.30 的范围内。

试验发现,光滑试样的疲劳过程由 3 个阶段构成(扭转荷载的情况见[4]),包括:(1)塑性局部化,(2)受显微组织影响的裂纹生长,(3)基本不受微观组织影响的裂纹速率增加直至破断。

由于所有夹杂物的排列趋于与加载轴向垂直,因而未发现裂纹萌生于夹杂物;而在扭转加载时裂纹可萌生于夹杂物^[4]。因此,对于单轴载荷条件,塑性局部化阶段更具重要性。这一初始阶段与材料的循环软化特性有关,因而可预期在低应力水平下(即接近疲劳强度),这一阶段可占疲劳寿命很大的一个部分。

三、 讨 论

现在讨论图 1 中所示的基本结果以及对这些结果的数学解释。为方便起见,下面的讨论将与上述的疲劳过程的 3 个阶段相联系。

1. 塑性局部化阶段

在复型样品上很难确定和测量小于 $10\mu\text{m}$ 的裂纹,尤其当这类小裂纹出现在其它显微组织附近而显得模糊不清时。此外,在疲劳过程的初期,循环塑性变形可以忽略,这样裂纹具有一个最小的驱动力。然而,随着局部区域循环软化的发展,初始表面缺陷即裂纹将加速。在这一时期,不可能确定和监测 2 至 $10\mu\text{m}$ 之间的极短的裂纹的发展过程,这一过程示意于图 2。因此,可以用一个待定的周期 N_0 表征这一微观应变局部化阶段。在本文工作中,在试样表面蚀刻 6 个标记,这些标记均匀分布在离试样最小截面 6mm 处的两个圆周表面上。由于这些标记可复制在复型样品上,它们有助于在一系列的复型样品中寻找特定的裂纹。确定裂纹(定义为 $a_i \geq 10\mu\text{m}$)的判断借助于在复型样品上裂纹的特征和其周围显微组织之间的反差变化。例如,当与先前的未达到塑性局部化完全发展的复型样品比较,裂纹的特征相对于其周围的基体变暗。这种由裂纹长度和深度增加而导致的反差变化仅局限在很小的区域里。

表 1 列出了实验得到的一些 N_0 值。显然,交变应力或平均拉应力的增加都缩短了塑性局部化周期;然而,平均压应力无影响。可以看到,塑性局部化阶段大约占具疲劳总寿命的 5%,即裂纹发展到 $10\mu\text{m}$ 长。

图 3(a) 表示了 $R = -1$ 的四个应力水平下最小 N_0 值的结果,由此结果得到了下

列的幂律回归关系式,

$$N_0 = 3.07 \times 10^{68} \sigma_a^{-23.74} \quad (R = -1) \quad (1)$$

显然, 这个描述图 3(a) 中曲线的表达式并不带有详细的物理解释. 这里 σ_a 是应力幅值, 量纲为 MPa. 在任一平均应力和交变应力组合下, 假定 N_0 可表达为,

$$N_0 = 3.07 \times 10^{68} f_1(\sigma_m) \sigma_a^{-23.74} \quad (2)$$

那么, 可以得到在不同平均应力下相应的 $f_1(\sigma_m)$ 值,

$$f_1(\sigma_m) = \frac{N_0^{exp}}{3.07 \times 10^{68} \sigma_a^{-23.74}} \quad (3)$$

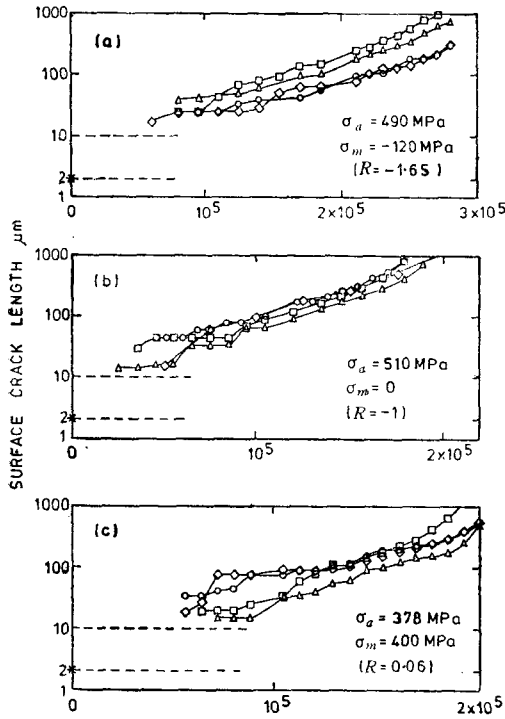


图 1 裂纹生长数据; 不同的符号表示不同的裂纹
Fig. 1 Tensile Crack Growth Data; different symbols indicate different cracks.

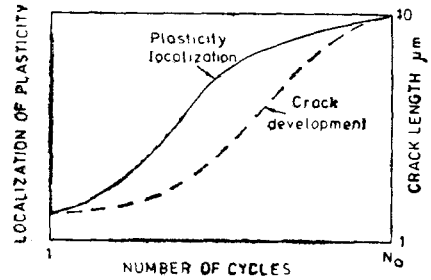


图 2 塑性局部化阶段和裂纹生长的示意图
Fig. 2 Schematic Drawing of the Plasticity Localization Phase and Crack Growth.

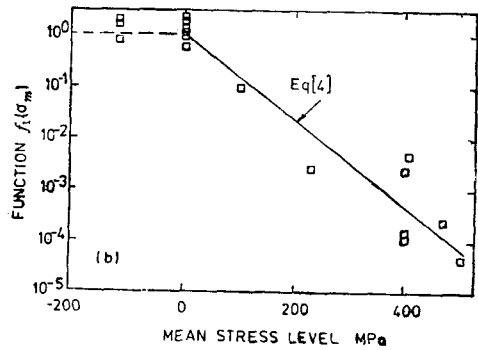
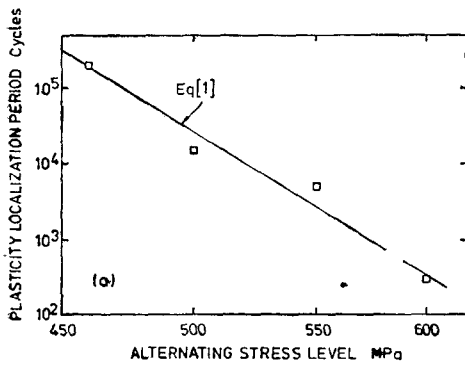


图 3 塑性局部化阶段

Fig. 3 Plasticity Localization Phase.

(a) N_0 versus alternating stress level; $R = -1$; (b) Function $f_1(\sigma_m)$ versus mean stress level.

式中, N_0^{exp} 是表 1 给出的实验数据, 该结果是从(发展 $10 \mu\text{m}$ 长的裂纹所需的)不同平均

应力的试验中测定的, σ_m 是平均应力. 图 3(b) 示出计算得到的 $f_1(\sigma_m)$ 值, 这一结果意味着平均拉应力显著缩短了塑性局部化周期, 而平均压应力则不然. 函数 $f_1(\sigma_m)$ 可写为,

$$f_1(\sigma_m) = \begin{cases} e^\alpha & (\sigma_m \geq 0) \\ 1.0 & (\sigma_m < 0) \end{cases} \quad (4)$$

式中 $\alpha = -\sigma_m/\alpha'$. 在本研究的试验里, $\alpha' = 52.55$, 且 α 的范围从 0 至 9.59, 对应的 σ_m 在 0 至 504MPa 之间. 因此, 对于平均拉应力的情况, 产生一条 $10\mu\text{m}$ 裂纹所需的最小循环周次可表达为,

$$N_0 = 3.07 \times 10^{65} e^{\alpha} \sigma_a^{-23.74} \quad (5)$$

然而, 平均压应力既无益亦无害; 换言之, 在平均压应力条件下得到的 N_0 与零平均应力载荷下得到的 N_0 相等.

2. 微观组织短裂纹 (MSC) 生长阶段

已经发现, 对于此试验材料, 当裂纹扩展至 $40\mu\text{m}$ 时, 约消耗了疲劳总寿命的 35%^[3].

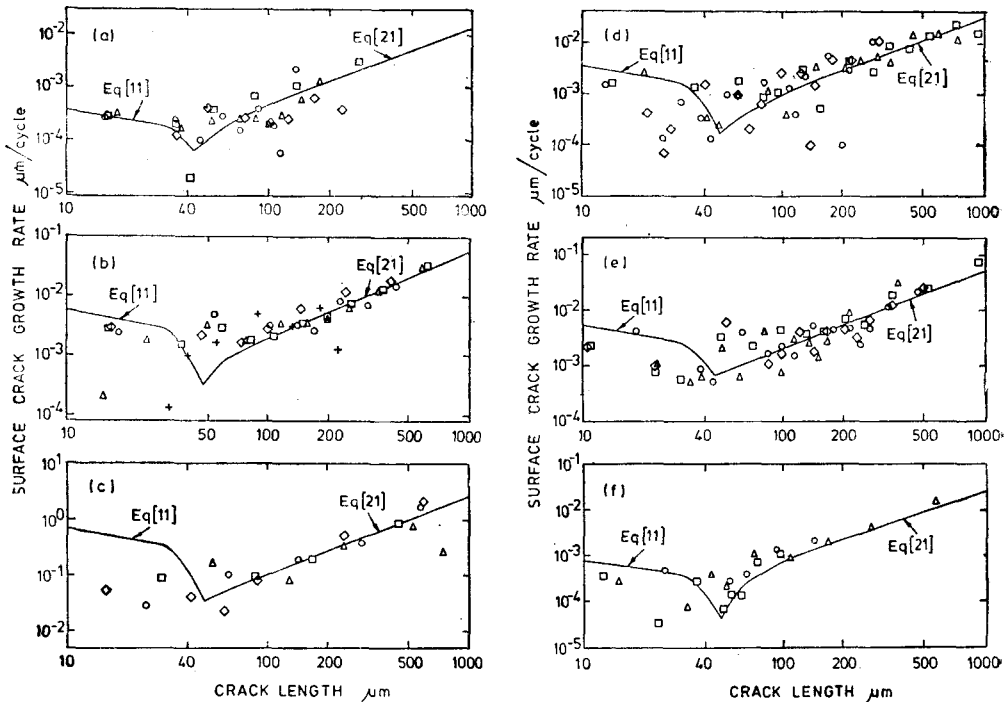


图 4 表面裂纹生长速率与裂纹长度的关系; 不同的符号表示不同的裂纹

Fig. 4 Surface Crack Growth Rate versus Crack Length; different symbols indicate different cracks.

- (a) $\sigma_a = 460\text{MPa}$, $\sigma_m = 0\text{MPa}$, $R = -1$; (b) $\sigma_a = 510\text{MPa}$, $\sigma_m = 0\text{MPa}$, $R = -1$;
 (c) $\sigma_a = 600\text{MPa}$, $\sigma_m = 0\text{MPa}$, $R = -1$; (d) $\sigma_a = 490\text{MPa}$, $\sigma_m = -120\text{MPa}$, $R = -1.65$;
 (e) $\sigma_a = 378\text{MPa}$, $\sigma_m = 400\text{MPa}$, $R = 0.06$; (f) $\sigma_a = 315\text{MPa}$, $\sigma_m = 471\text{MPa}$, $R = 0.20$.

因此,对 MSC 生长行为的模型化具有特殊的重要性,尤其对于高周疲劳范畴. 本文采用 Brown-Hobson 模型^[5-8],来简化对不同平均应力和交变应力组合下的疲劳短裂纹生长的分析.

图 4(a-f) 表示一些裂纹生长速率的试验结果,这些结果是通过裂纹生长的基本数据用割线法确定而得到. 暂不管这些图中的实线,它们是根据下文阐述的理论上的考虑而导出的. 由于裂纹生长速率显示了诸多的减速发展期,显然,微观组织在初始裂纹生长阶段有显著的影响. 对于其它材料在完全反向载荷条件下亦观察到类似的情形,例如文献[9-11]. 但是,显微组织的这一影响随着裂纹长度的进一步增加而逐渐消失. 当裂纹长于约 $70\mu\text{m}$ 时,裂纹速率呈稳定增加,虽然仍存在一些小波动. 已经发现,原奥氏体晶界对 MSC 生长有很大的阻力,而且,当原奥氏体晶内的亚结构或组织束对裂纹生长的影响可忽略时, MSC 生长速率可表达为^[6,7],

$$\frac{da_i}{dN} = C(d - a_i) \quad (6)$$

式中, d 取为 $50\mu\text{m}$, 即原奥氏体晶粒的平均尺度. 对于每一对裂纹生长速率数据 (da_i/dN 与 a_i), C 值可由式(6)算出. 为了得到裂纹生长速率的上界解(因为疲劳寿命受控于生长最快的裂纹),对每一应力状态计算出 C 的最大值;表 1 归纳了 23 个试样中的 75 条裂纹的 C 值计算结果.

对于完全反向载荷条件 ($R = -1$),图 5(a) 示出 4 个应力水平下 C 值随相关应力幅值的变化. 据此结果得出下列关系,

$$C = 3.894 \times 10^{-78} \sigma_a^{27.2} \quad (R = -1) \quad (7)$$

上式中的指数较大,这一情况部分地归因于所采用的是应力单位 (σ_a : MPa) 而不是未知的局部循环应变值. 对于迭加上平均拉应力的情况,试验设定在相对低的交变应力下进行. 表 1 所示的结果表明,高平均应力和低交变应力的组合产生了与高交变应力和低平均应力组合相近的裂纹生长速率. 可见,裂纹生长速率受控于平均应力和交变应力水平;因而,通用的方程应能预测所有应力状态下的裂纹生长行为. 在诸多可能的选择里,最简

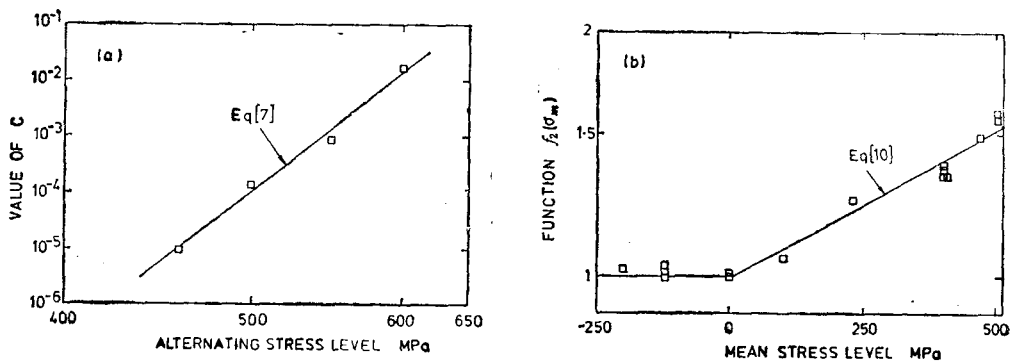


图 5 微观组织短裂纹生长阶段

Fig. 5 Microstructurally Short Crack Growth Phase.

(a) Value of C versus alternating stress ($R = -1$);

(b) Function $f_2(\sigma_m)$ versus mean stress level.

单的一种能满足大范围的平均应力和交变应力组合的关系为,

$$C(\sigma_a, \sigma_m) = 3.894 \times 10^{-78} [f_2(\sigma_m) \sigma_a]^{27.2} \quad (8)$$

因而,不同平均应力水平的 $f_2(\sigma_m)$ 值由下式确定,

$$f_2(\sigma_m) = \frac{1}{\sigma_a} \left(\frac{C^{\text{exp}}}{3.894 \times 10^{-78}} \right)^{1/27.2} \quad (9)$$

式中 C^{exp} 由表 1 中的实验数据给定. 计算得到的 $f_2(\sigma_m)$ 值与平均应力水平的关系曲线如图 5(b) 所示. 由回归分析得到拟合关系,

$$f_2(\sigma_m) = \begin{cases} e^{\beta} & (\sigma_m \geq 0) \\ 1.0 & (\sigma_m < 0) \end{cases} \quad (10)$$

这里 $\beta = \sigma_m / \beta'$. 在本文的试验里, $\beta' = 1171$, 对应的 β 值的范围从 0 至 0.43. 这样, MSC 生长速率的上界可表示为,

$$\frac{da_i}{dN} = 3.894 \times 10^{-78} [f_2(\sigma_m) \sigma_a]^{27.2} (d - a_i) \quad (\mu\text{m}/\text{N}) \quad (11)$$

式中 $d = 50 \mu\text{m}$, 且 $f_2(\sigma_m)$ 由式(10)确定.

3. 物理短裂纹 (PSC) 生长阶段

图 4 示出的裂纹生长速率数据表明,对于长度大于 $100 \mu\text{m}$ 的裂纹,其生长速率与裂纹长度在双对数坐标上呈线性关系. 因此,裂纹生长速率可表达为,

$$\frac{da_i}{dN} = G_0 a_i^n \quad (a_i \geq 100 \mu\text{m}) \quad (12)$$

式中 G_0 值同时取决于平均应力和交变应力水平. 用回归直线拟合裂纹长度大于 $100 \mu\text{m}$ 的生长速率数据,从而可得到 G_0 值和 n 值. 表 1 归纳了这些结果. 由于多数 n 值处于 1.256 至 1.581 的范围里,即不具有明显的应力相关性,因此选取平均值 $n = 1.405$, 并得出,

$$\frac{da_i}{dN} = G(\sigma_a, \sigma_m) a_i^{1.405} \quad (a_i \geq 100 \mu\text{m}) \quad (13)$$

在每一应力状态下,对 a_i 大于 $100 \mu\text{m}$ 的裂纹生长速率数据依据式(13)进行拟合即得到相应的 $G(\sigma_a, \sigma_m)$ 值,结果亦列于表 1.

对于完全反向荷载 ($R = -1$), 函数 $G(\sigma_a, \sigma_m = 0)$ 遵循下列关系,

$$G(\sigma_a) = 2.346 \times 10^{-58} \sigma_a^{19.33} \quad (R = -1) \quad (14)$$

图 6(a) 表示 $G(\sigma_a)$ 的数据点以及上式确定的关系线. 采用与推导 $C(\sigma_a, \sigma_m)$ 相似的方法,平均应力载荷条件下的函数 $G(\sigma_a, \sigma_m)$ 可表达为,

$$G(\sigma_a, \sigma_m) = 2.346 \times 10^{-58} [f_3(\sigma_m) \sigma_a]^{19.33} \quad (15)$$

式中不同平均应力下的 $f_3(\sigma_m)$ 值可用类似于确定 $f_2(\sigma_m)$ 的方法得到. 图 6(b) 表示 $f_3(\sigma_m)$ 随平均应力的变化,从这一结果得出下列关系,

$$f_3(\sigma_m) = \begin{cases} e^{\theta} & \sigma_m \geq 0 \\ 1.0 & \sigma_m < 0 \end{cases} \quad (16)$$

这里 $\theta = \sigma_m / \theta'$, 且 $\theta' = 1084$, 所对应的 θ 取值范围从 0 至 0.465. 然而,式(11)和式(13)只能预测不同应力水平下疲劳寿命的一部分,且不能模拟疲劳强度. 为了克服这一

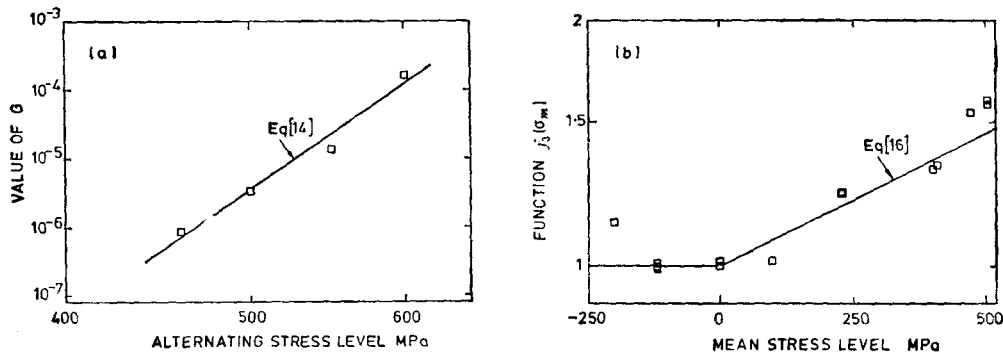


图 6 物理短裂纹生长阶段

Fig. 6 Physically Short Crack Growth Phase.

(a) Value of G versus alternating stress ($R = -1$);(b) Function $f_3(\sigma_m)$ versus mean stress level.

问题并给出当裂纹长度在 $50\mu\text{m}$ 至 $100\mu\text{m}$ 之间的裂纹生长速率关系式, 这里采用了类似文献[5,6]的方法, 引入了一个门槛条件, 这样 PSC 生长速率可表示为,

$$\frac{da_f}{dN} = 2.346 \times 10^{-58} [f_3(\sigma_m)\sigma_a]^{19.33} a_f^{1.405} - D \quad (\mu\text{m}/N) \quad (17)$$

余下的问题是确定不同载荷条件下的 D 值。然而, 由于显微组织的影响造成裂纹生长速率的波动, 使得直接从试验数据获得 D 值几乎是不可能的。此外, 并不清楚 D 值是如何依赖于应力水平。于是, 采用了类似文献[5]所用的方法来估计 D 值, 这种估计基于短裂纹生长关系式应与 $a-N$ 曲线有很好的关联。因而, 对裂纹生长速率关系式[式(11)和(17)]的积分迭加上塑性局部化周期应符合 a_f-N 曲线。为简便起见, 对于一种应力状态仅使用一对数据, 即对应于下式中终点裂纹长度 a_f 为 1mm 的最小 N 值,

$$N = N_0 + \int_{a_0}^{a_f} \frac{da_f}{C(d-a_f)} + \int_{a_0}^{a_f} \frac{da_f}{G a_f^{1.405} - D} \quad (18)$$

式中, $a_0 = 2\mu\text{m}$, 且 a_f 和 D 的关系为

$$D = G a_f^{1.405} - C(d-a_f) \quad (19)$$

同时, 塑性局部化周期 (N_0) 由式(5)给定。然后进行迭代计算, 计算中注意 a_f 值的收敛性; 当式(18)的两端充分接近时, 即得到了所要确定的 a_f 值。表 1 给出了 D 值的计算结果。采用类似于推导式(5),(9),(16)的方法得到平均拉应力下的函数 $D(\sigma_a, \sigma_m)$, 即,

$$D(\sigma_a, \sigma_m) = 2.76 \times 10^{-34} e^{\phi} \sigma_a^{11.1} \quad (20)$$

式中 $\phi = \sigma_m/\phi'$ 。对于本试验, $\phi' = 137$, 对应的 ϕ 值从 0 至 3.68。平均压应力情况下的 D 值与零平均应力下的值相等。

因此, PSC 生长可表示为,

$$\frac{da_f}{dN} = 2.346 \times 10^{-58} f_3(\sigma_m)\sigma_a^{19.33} a_f^{1.405} - D \quad (\mu\text{m}/N) \quad (21)$$

式中函数 $f_3(\sigma_m)$ 和 $D(\sigma_a, \sigma_m)$ 由式(16)和(20)给定。

现在我们已经有一组完整的关系式[式(11)和(21)],通过对它们的积分并迭加上由式(5)确定的塑性局部化周期 (N_0),即可计算疲劳寿命.

4. 疲劳寿命预测

疲劳总寿命可表达为 N_0 与 N_p 之和,即

$$\begin{aligned} N_t &= N_0 + \int_{a_0}^{a_f} \frac{da_i}{C(d-a_i)} + \int_{a_1}^{a_f} \frac{da_i}{G a_i^{1.405} - D} \\ &= N_0 + \frac{1}{C} \ln \frac{d-a_0}{d-a_1} + \int_{a_1}^{a_f} \frac{da_i}{G a_i^{1.405} - D} \end{aligned} \quad (22)$$

式中, $a_0 = 2 \mu\text{m}$ (表面粗糙度), $a_f = 3.5 \text{mm}$, 对于单向加载 $d = 50 \mu\text{m}$. 系数 a_1, c 和 G 分别由式(19), (8)和(15)给定.

通过数值计算得到疲劳总寿命, 计算结果列于表 2. 图 7 示出计算结果与实测寿命的比较以及两条上下界线, 即 $\times 2.0$ (安全)和 $\times 0.5$ (非安全)预测线. 图 8 表示在 5 种不同的平均应力水平下所预测的 $r-N$ 曲线以及对应的一些实测结果. 图 7 和图 8 表明, 本文提出的裂纹生长公式给出了疲劳寿命满意的预测结果. 图 4 标出由式(11)和式(21)确定的曲线, 以分别表示 MSC 和 PSC 裂纹生长速率. 由于这些公式是由实验数据推出的, 因而对疲劳裂纹行为得到很好的描述是不奇怪的. 然而, 在预测 Goodman 和 Gerber 类型曲线图的形状时, 这些公式允许人们可以忽略显微组织的变化.

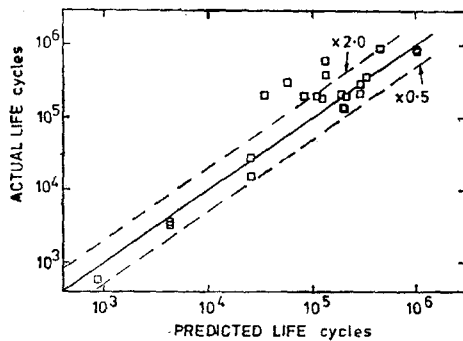


图 7 实测的疲劳寿命与计算的疲劳寿命相比较; 破断时的裂纹长度=3.5mm.

Fig. 7 Comparison between Actual Life and Calculated Life; Failure Crack Length = 3.5mm.

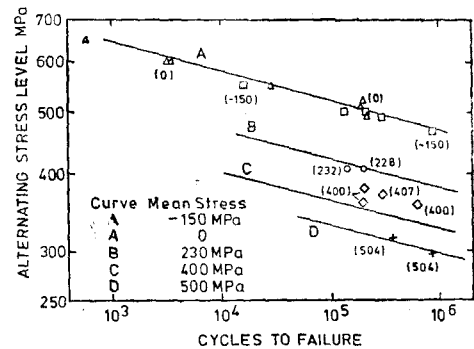


图 8 实验结果与计算得到的曲线相比较; 括号里的数为实验平均应力水平

Fig. 8 Comparison of Experimental Data with Calculated Curves; Numbers in Brackets are experimental mean stress levels.

式(22)表明, 计算得到的寿命对 D 值并不非常敏感, 而且选取一个小的 D 值可以得到保守的预测结果. 例如, 一种材料的疲劳强度被估计为 440.9MPa ; 因而, 在这一应力水平的 D 值可由下式得到,

$$G \times d^{1.405} - D = 0$$

如此给出的 D 值为 7.17×10^{-5} , 这导致获得表 2 第 6 列所示的稍微保守的寿命预测结果. 若假定 D 为常数, 则可适于将来更简便的分析.

第 II 阶段裂纹生长 ($a_i \geq 100 \mu\text{m}$) 对交变应力水平的敏感性表明疲劳裂纹生长受

表 2 实测疲劳寿命与预测结果的比较

Table 2 Comparison between actual and predicted fatigue lifetimes

Specimen No.	Stress Amplitude (MPa)	Mean Stress (MPa)	Calculated N_0 (cycles)	Calculated Life (cycles)	Predicted Life* (cycles)	Actual Life (cycles)
55	464	-120	138945	993475	878311	879000
56	490	-120	39650	290497	267677	298000
59	500	-120	24914	187175	174577	216000
50	500	-200	24914	187175	174790	112000
52	460	0	169561	1219767	1070006	1150000
53	456	0	207283	1505880	1310840	1060000
31	510	0	15799	122340	115275	190000
32	520	0	10108	81037	77080	207000
33	490	0	39650	292079	267677	223000
42	550	0	2782	25150	24347	28800
41	600	0	376	4252	4183	3345
44	600	0	376	4252	4183	3571
45	650	0	60	852	844	600
51	464	100	19936	132456	878311	391000
38	405	232	35080	190175	261182	142000
40	405	228	37913	205423	211006	204000
34	378	400	6571	33736	33466	203000
35	369	407	11437	49127	48072	303000
36	360	400	22942	94533	93586	202000
37	355	400	27841	127367	126062	632000
57	315	471	109680	428310	428511	923000
58	310	504	83502	320671	320361	373000
60	295	504	261283	946023	969643	842000

注: 预测寿命*表示D设为常数时的预测结果。

Note: Predicted life* represents the predicted lifetime when D is assumed to be constant.

控于整体塑性变形。因为周期性塑性应力-应变关系可写为^[3],

$$\sigma_a = 1047 \varepsilon_{a,p}^{0.075} \quad (23)$$

对于完全反向载荷条件 ($R = -1$), II 阶段裂纹生长速率可表示为,

$$\frac{da_i}{dN} = 1114 \varepsilon_{a,p}^{1.45} a_i^{1.405} - D \quad (24)$$

然而,此关系式仅对存在循环塑性的情况有效;它不适用于低应变的高周疲劳,尤其对于非零平均应力载荷条件。

四、结 论

通过对 1.99% NiCrMo 钢在多种平均应力和交变应力组合下应力控制的单向疲劳

载荷的大量试验,得到下列结论。

1. 应力控制条件下的塑性局部化周期 (N_0) 同时依赖于平均应力和交变应力水平。平均拉应力促进裂纹萌生而平均压应力无影响。这一阶段大约占总寿命的 5%; 在此阶段,发展了难于监测的大约 $10\mu\text{m}$ 长的裂纹。

2. 微观组织短裂纹 (MSC) 生长和物理短裂纹 (PSC) 生长二者均显著依赖于平均应力水平及交变应力水平。对于一恒定的交变应力水平,平均拉应力增加裂纹生长速率而平均压应力则无影响。

3. 对于本试验材料,平均压应力对 MSC 和 PSC 生长阶段均无影响,即裂纹生长速率类似于零平均应力载荷条件下的情况。

4. 通过对短裂纹生长关系式的积分并迭加产生 $10\mu\text{m}$ 裂纹的塑性局部化周期,可以预测不同平均应力下的疲劳承载曲线。

5. 本文对传统的 Goodman 型曲线图给出了一种物理解释。

作者感谢 GEC-Alsthom 为本文提供试验材料,并感谢英国文化委员会和中国政府为王春辉作者提供奖学金。

参 考 文 献

- [1] Goodman J. *Mechanics Applied to Engineering*. Longman, Green and Company, London, 1899
- [2] Gerber W, Bayer Z. *Archit. Ing.* 1874 6:101
- [3] Wang C H. *The Effects of Mean Stresses on Short Fatigue Crack Growth Behaviour*. Ph. D Thesis, The University of Sheffield, 1990
- [4] Wang C H and Miller K J. The effect of mean shear stress on torsional fatigue behaviour. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 1991, 14:293—307
- [5] Wang C H and Miller K J. The effects of mean and alternating shear stresses on short fatigue crack growth rates. to appear in *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 1990
- [6] Brown M W. Interfaces between short long and non-propagating cracks. *The Behaviour of Short Fatigue Cracks*, EGF Publication 1 (edited by K. J. Miller and E. R. de los Rios) Mechanical Engineering Publications Limited, London, 1986: 423—439
- [7] Hobson P D, Brown M W and de los Rios E R. Two phases of short crack growth in a medium carbon steel. In *The Behaviour of Short Fatigue Cracks*. EGF Publication 1 (Edited by K. J. Miller and E. R. de los Rios.), Mechanical Engineering Publications Limited, London, 1986: 441—459
- [8] Miller K J. Initiation and growth Rates of Short Fatigue cracks. *Fundamentals of Deformation and Fracture*, IUTAM Eshelby Memorial Symposium, (Eds B. A. Bilby, K. J. Miller and J. R. Willis), Cambridge University Press, 1985: 477—500
- [9] Tokaji K and Ogawa T. The growth behaviour of microstructurally short fatigue cracks in metals. In *short Fatigue Cracks*,ESIS 13(Edited by K. J. Miller and E. R. de los Rios) 1992. Mechanical Engineering Publications, London, 1992: 85—99
- [10] de los Rios E R, Navarro A and Hussain K. Microstructural variations in short fatigue crack propagation of C-Mn steel. In *Short Fatigue Cracks*,ESIS 13(Edited by K. J. Miller and E. R. de los Rios) 1992, Mechanical Engineering Publications, London, 1992: 115—132
- [11] Grabowski L and King J E. Modelling short crack growth behaviour in Nickel-Based superalloys. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 1992, 15: 595—606

SHORT FATIGUE CRACK GROWTH UNDER MEAN STRESS, UNIAXIAL LOADING

C. H. Wang and K. J. Miller

(SIRIUS, The University of Sheffield, Mappin Street, Sheffield, S1 3JD U. K.)

Abstract An investigation of the effects of mean and alternating stresses on short fatigue crack growth under uniaxial loading is reported. Tests under stresscontrolled conditions with different combinations of mean and alternating stresses were conducted at room temperature using a 1.99% NiCrMo steel. The fatigue process was divided into three phases: Plasticity Localization, Microstructural Short Crack (MSC) growth, and Physically Short Crack (PSC) growth. The effect of mean stress on the above three phases is studied and a set of equations is obtained which can predict the early stage and growth behaviour of short cracks under various mean and alternating stresses. Satisfactory predictions of fatigue endurance curves at different mean stresses have been achieved. This approach provides an alternative method, based on the physics of the fatigue process, for use by designers who currently rely on conventional Goodman-type diagrams.

Key words short fatigue crack growth, mean stress, plasticity localization, fatigue life prediction