

金属疲劳裂纹扩展规律及其微观机制 (下)

颜 鸣 皋

三、影响疲劳裂纹扩展的一些因素

如前所述,影响疲劳裂纹扩展的因素很多,其中主要的有显微组织、平均应力和介质环境等,这些因素对裂纹扩展各阶段的影响程度也有所不同,参看前面图5〔18〕。以下对上述三个主要因素作一简要的评述。

1. 组织结构的影响

1) 晶体结构

晶体点阵结构对疲劳性能的影响多年来已引起人们的注意。Ferro等〔85〕在由纯铁与纯镍组成的两组合金的疲劳试验中,发现具有体心立方结构的富铁一组的疲劳强度比具有面心立方结构的富镍一组的高,并在 10^6 循环左右出现一个明显的疲劳极限,见图33。

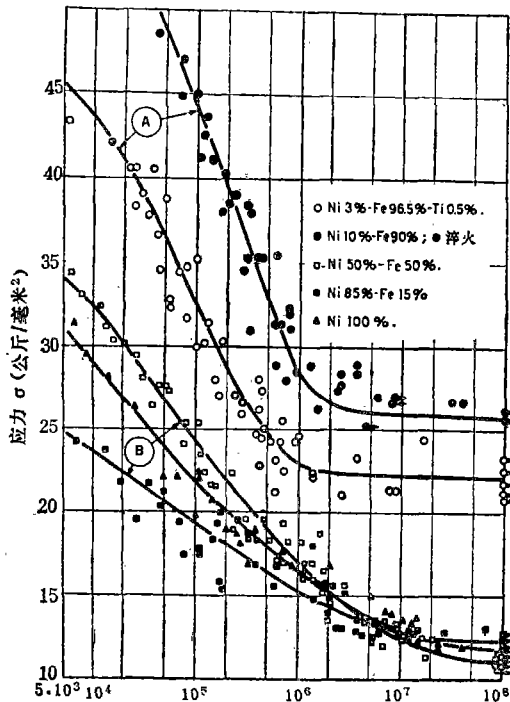


图 33 富铁合金(A)与富镍合金(B)的疲劳寿命曲线〔85〕

表5列出一些不同晶系材料的疲劳极限与拉伸极限强度之比(σ_e/σ_u)的实验数据〔86〕。

表 5 不同晶系材料的 σ_e/σ_u 比值〔86〕

材 料	(σ_u) (ksi)	(σ_e) (ksi)	σ_e/σ_u
体 心 立 方			
Ta	44.6	38.5	0.86
Nb	42.6	32.7	0.77
Mo	101	72.5	0.72
Fe (0.2Ti)	38.4	26.4	0.69
W	199	121	0.61
软 钢	61	32.5	0.53
4340钢	160	70	0.44
面 心 立 方			
Al	13	5	0.38
Cu	43.5	16.0	0.37
Ni	44	15.5	0.35
2024-T3	70	20	0.29
7075-T6	83	23	0.28
密 排 六 方			
Ti	102	60	0.59
Co (0.5Ti)	75.5	24	0.32
Zn	21	3.8	0.18
Mg	26.4	43	0.16

由表5可以看出,体心立方金属和密排六方金属中的钛的 σ_e/σ_u 比值较其他金属为高,其原因一般认为晶体结构对疲劳性能的影响与其范性变形的主要特征有关。图34、35示出体心立方

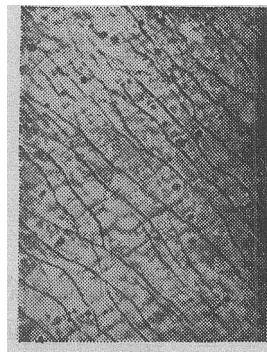


图 34 体心立方金属纯铁的滑移线的形态

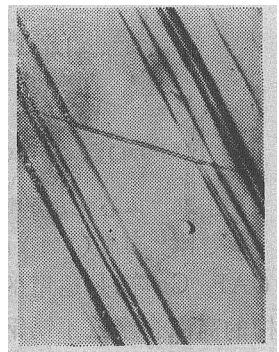


图 35 面心立方金属70-30黄铜滑移线的形态

纯铁和面心立方 70-30 黄铜滑移带的微观形貌的金相图片。由于体心立方具有较多的滑移系，一般有 24 组，而面心立方为 12 组，密排六方金属为 3~6 组，其中钛则可能有 12 组滑移系。因此滑移系较多就不可能形成有规则的连贯性的滑移带。较多的滑移系带来的位错易动性和连续散布能力可能是体心立方金属和密排六方金属中的钛的抗疲劳性能较优的重要原因之一。此外，体心立方金属和钛合金较高的屈服强度与临界切应力，使其疲劳性能更接近其极限强度，从而具有较高的 σ_e/σ_u 比值〔60〕。

此外，晶体结构对于应力接近门坎值 ΔK_{th} 时微观断口的晶面取向也有所影响，见前面表 1。例如在体心立方金属中断口小平面的位向为 $\{001\}$ ，面心立方金属为 $\{001\}$ 或 $\{111\}$ ，密排六方金属为 $\{0001\}$ 。对于立方金属的解理面为 $\{001\}$ ，Cottrell〔87〕曾进行过一些分析，对于体心立方金属是由于两个相交的 (110) 滑移面在 (001) 面相交并组成一组新

$$\frac{a}{2} [\bar{1}\bar{1}1] + \frac{a}{2} [111] \rightarrow a[001]$$

从而降低了弹性能并使裂纹变宽和延伸（图 36）。对于面心立方金属也可以得到类似的反应式：

$$\frac{a}{2} [\bar{1}01] + \frac{a}{2} [101] \rightarrow a[001]$$

以上分析对于大多数面心立方金属

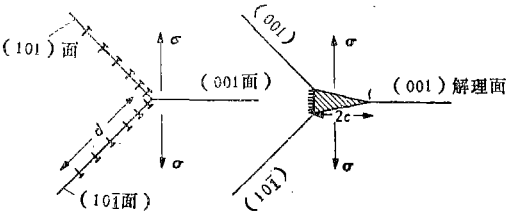


图 36 体心立方金属两组相交滑移面 (110) 形成 (001) 面断裂的示意图〔87〕

(Al、Cu等)是适用的。一些具有面心立方结构的高温合金或不锈钢的断口小平面为滑移面 $\{111\}$ 而不是 $\{001\}$ ，这可能是由于低的

的位错：层错能和平面型滑移使上述反应不至于发生。此外，根据图 22 中主应力分析，在双向拉伸中也有利出现沿滑移面的解理断裂。

2) 晶粒尺寸

早期的试验结果指出，70-30 黄铜的疲劳有限寿命随晶粒尺寸增加而降低〔88〕。但当时所谓有限寿命并未将裂纹的形成和扩展阶段区别开来。此后，Forrest等〔89〕深入研究了 70-30 黄铜影响疲劳裂纹的形成与扩展的一些因素时，发现在黄铜中疲劳裂纹的形成应力低于疲劳极限，裂纹以穿晶方式扩展，直到与一晶界接触为止。因此，他们认为疲劳极限是直接和一个裂纹跨过一个晶界所需的应力有关。

Hoeppner〔90〕研究了不同晶粒尺寸对裂纹扩展速率的影响，他指出在一定应力水平下，裂纹的形成阶段将随着晶粒尺寸的降低而增加，而晶粒尺寸对裂纹扩展速率的影响不大，见图 37。

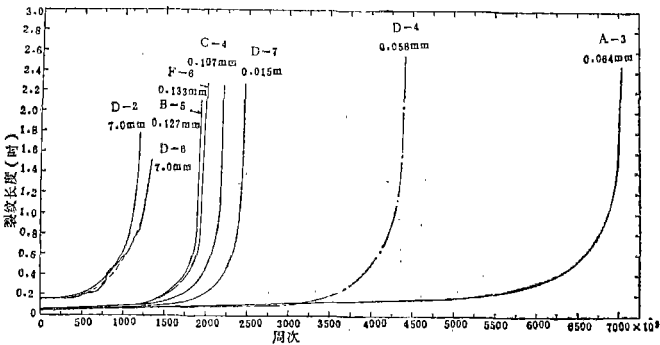


图 37 纯铜不同晶粒尺寸对裂纹扩展速率的影响〔90〕

最近，Wilson〔91〕在研究了晶粒尺寸对软钢、钛、铜及其合金的疲劳性能的影响中，认为材料的疲劳极限与晶粒尺寸的关系可用下式表示：

$$\sigma_e = \sigma_1 + k_0 d^{-1/2} \tag{50}$$

式中 σ_1 为与晶粒尺寸无关的摩擦应力； k_0 为与晶粒尺寸有关的常数； d 为晶粒的平均直径。图 38 示出一些粗细晶粒尺寸的疲劳极限的差值 $\Delta\sigma_F$ 与最终断裂循环次数 N_f 的变化曲线。

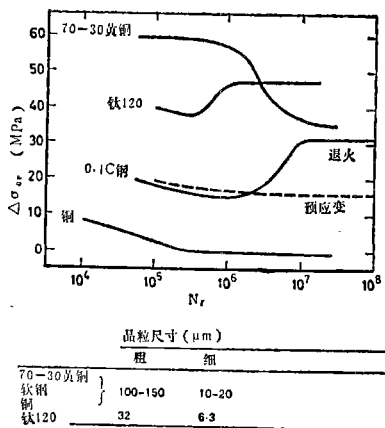


图 38 粗细晶粒的材料疲劳极限的差值 $\Delta\sigma_{eF}$ 与断裂循环次数的关系曲线 [91]

由图38可以看出, 70-30 黄铜与纯铜是随 N_f 的增加 ($\Delta\sigma_{eF}$ 的降低) 而降低, 这说明循环加工硬化起着主导作用。而纯 Ti-120 在整个范围内则受到强烈的影响, 其变化特征与软钢相似。这一现象可能与两种材料均具有明显的疲劳极限以及出现应变时效有关。预应变软钢不出现此种转折点, 正说明这一现象是与应变时效相连系的。

Beever [39] 在研究低应力水平范围内疲劳裂纹扩展特征中指出, 晶粒尺寸 d 对 0.07C-0.46Mn 钢门坎值的影响可以下式表示:

$$\Delta K_{th} = 3.8 + 1.4 \times 10^{-3} d^{1/2} \quad (51)$$

式中 d 为晶粒尺寸 (μm)。然而静力屈服强度则按下列公式随晶粒尺寸的增加而降低,

$$\sigma_y = 139 + 0.347 d^{-1/2} \quad (52)$$

对比公式 (50)、(51) 与 (52) 可以看出, 晶粒尺寸对门坎值和对疲劳极限、屈服强度的作用是相反的, 说明 ΔK_{th} 与 σ_e 的物理本质是不相同的, σ_e 是关系到裂纹形成的可能性, ΔK_{th} 是衡量对裂纹扩展的抗力, 与裂纹的形成无关。

Ritchie [18] 在研究不同回火温度对超高强度钢 300M 的裂纹扩展速率的影响中, 发现

原始 γ 晶粒度的变化对不同裂纹扩展阶段是不一致的。一般来说晶粒尺寸对中等应力水平 (B 区) 影响不大, 在高的应力水平范围 (C 区) 内, 由高的固溶温度产生的大晶粒将使材料的韧性增加, 从而得到优良的抗疲劳断裂性能。在低的应力水平范围 (A 区) 内, 原始 γ 晶粒度的增加将使 da/dN 降低。最近, Ando 等 [92] 在研究晶粒度对 3%Si 钢疲劳性能的影响中, 发现裂纹尖端范性区尺寸随晶粒度的增加而增大, 他们认为晶粒尺寸的增加将使材料的 da/dN 加速, 尤其是在高的应力幅值下这种影响更为显著。总之, 在晶粒度对疲劳裂纹扩展行为的影响方面还有待作进一步的研究和探讨。

3) 显微组织

关于显微组织对金属疲劳性能的影响过去曾进行大量的试验工作, 一般来说提高材料的屈服强度将相应地使其疲劳极限增加。图39示出一些单相和两相合金 $\sqrt{\sigma_y}$ 与 σ_e 呈线性关系 [93]。但是正如上一节所指出, 过去的工作

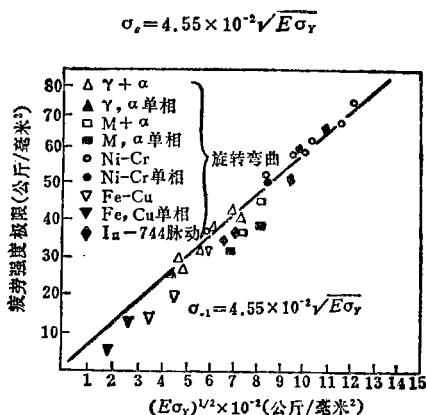


图 39 一些单相与两相合金的 $\sqrt{\sigma_y}$ 与 σ_e 的关系曲线 [93]

往往未将裂纹形成和扩展阶段区别开来, 因此以下重点介绍显微组织对裂纹扩展各阶段, 特别是有关接近门坎值低应力范围的影响的一些近期工作。

Masounave等〔94〕研究了含有不同铁素体 α 与珠光体 p 的碳素钢的疲劳裂纹扩展行为,他们认为 ΔK_{th} 与一些显微组织参数存在着如下关系:

$$\Delta K_{th0} = f_{\alpha}^n \phi_{\alpha} + (1 - f_{\alpha}^n) \phi_p \quad (53)$$

式中 ΔK_{th0} 为 $R=0$ 时的门坎值; f_{α} , f_p 分别为 α 与 p 的体积百分数; ϕ_{α} , ϕ_p 分别表征 α 与 p 对 ΔK_{th0} 的作用函数式。对于低碳钢来说, ϕ_{α} 可以用下式表之:

$$\phi_{\alpha} = \Delta K_0 + k_f d^{1/2} \quad (54)$$

式中 ΔK_0 , k_f 为试验常数, 而珠光体一般对 ΔK_{th} 的作用较小, 可以看成是个常数(ΔK_p), 因此公式(53)可以写为:

$$\Delta K_{th0} = f_{\alpha}^n (\Delta K_0 + k_f d^{1/2}) + (1 - f_{\alpha}^n) \Delta K_p \quad (55)$$

式中 $\Delta K_0 \approx 0$; $k_f = 1.58 \times 10^3 \text{ MN/m}^2$; $n=1$; $\Delta K_p = 10.3 \text{ MN/m}^{3/2}$ 。

图40示出采用公式(55)的计算值与实验值的比较。由图41也可以看出 ΔK_{th0} 随着晶粒

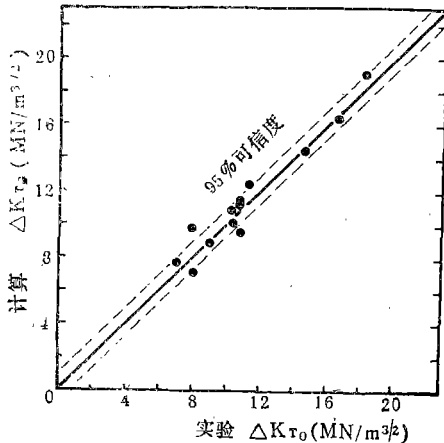


图 40 采用公式(55)的计算值与实验值的比较〔94〕

尺寸的下降而减小, 因此他们认为晶粒细化对于提高大多数碳素钢的 ΔK_{th} 是无所补益的。

但是Langraf等〔95〕在研究一些低碳合金钢的疲劳性能中发现, 在高循环范围内晶粒

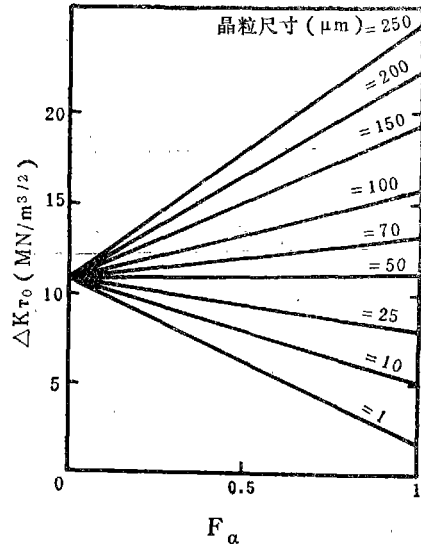
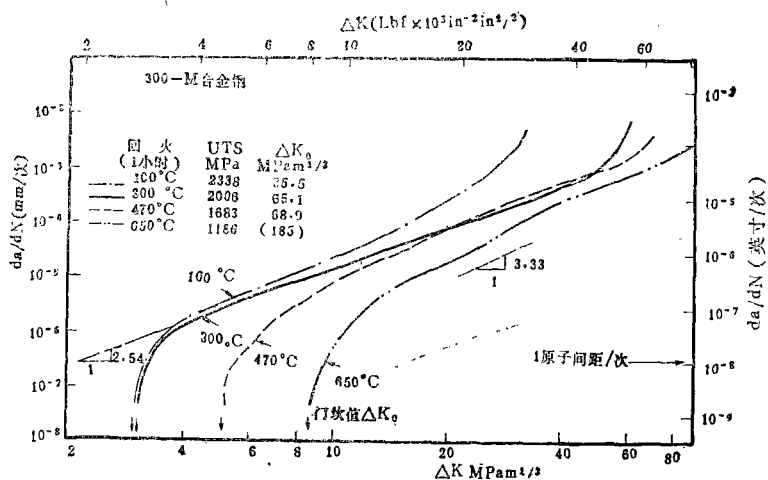


图 41 铁素体含量 f_{α} 与门坎值 ΔK_{th0} 的关系〔94〕

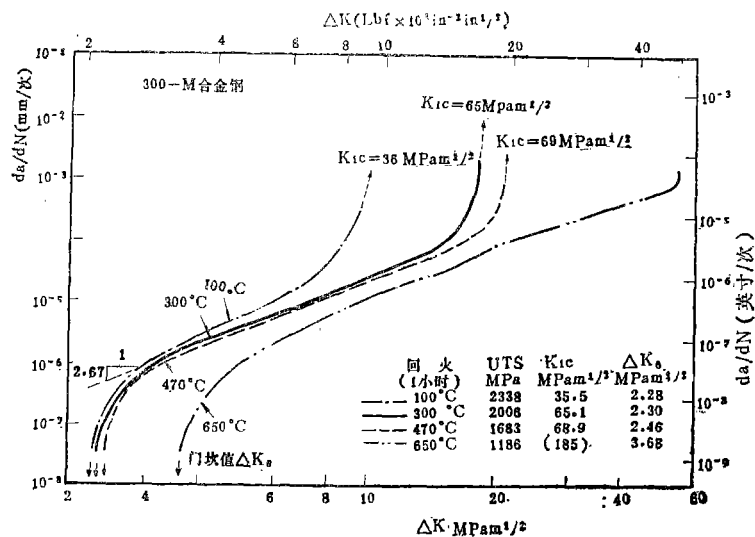
细化与沉淀硬化提高了疲劳抗力, 并认为这和循环变形中的位错亚结构尺寸细化有关。

对于一些高强度钢和复式合金来说, 由于原始组织结构的多样化以及在循环载荷下出现应变时效及相转变过程, 将直接影响着材料的裂纹扩展行为。图42示出300M高强度钢在不同回火温度下的 $da/dN - \Delta K$ 曲线〔39〕。在中等应力水平范围(B区)内, 不同显微组织与应力比对 da/dN 的影响不大。由图42b中也可以看到, 在极限强度相差2、 K_{Ic} 相差6倍的情况下, 显微组织与相应的机械性能对钢的 da/dN 的影响并不显著。

在较高的应力水平(C区)下, 不同热处理制度产生的显微组织与性能对 da/dN 的影响较为明显。 da/dN 随着 K_{Ic} 的减少而增加(42b)同时在断口表面上出现“静力”型断裂, 即空洞集聚普遍存在并相伴着不同程度的晶间裂纹(470℃回火)和晶间与解理断裂(100℃回火)的显微形态。



a



b

图 42 不同热处理制度下 300M 高强度钢的 $da/dN-\Delta K$ 曲线 [39]

a-R=0.05 b-R=0.70

在较低的应力水平 (A区) 下, 即 $da/dN < 10^{-6}$ 毫米/次, 不同回火的显微组织对 da/dN 与 ΔK_{th} 有着强烈的影响。特别是在低的应力比 ($R=0.05$) 下, 当 $\Delta K=9 \text{ MPa}\sqrt{m}$ 时, 100°C 回火的 da/dN 较 650°C 回火的高两个数量级, 而 ΔK_{th} 则由 3.0 增加到 $8.5 \text{ MPa}\sqrt{m}$, 见图 42a。

最近, 我所在 30CrMnSiNi2A 和 GC-4 钢不同热处理状态的显微断口的分析中, 发现一

些强化相的形状与位向对显微断口形态也具有重要的影响。在较大的应力水平下, 第二相的存在有时可能成为韧窝形核的中心, 从而对裂纹扩展起着不利的影响 [38]。Härkegard [96] 在研究夹杂物对钢的疲劳性能的影响中, 发现一定数量的细小的夹杂物质点 ($< 20 \mu m$) 对钢的疲劳性能影响不大, 但是少量的显微夹杂物质点 ($50 \sim 750 \mu m$) 强烈地降低了钢的疲劳性能。

此外, Wilson [91] 在研究显微组织和应变时效对低碳钢疲劳性能的影响中, 曾强调指出在疲劳过程中显微组织的均匀度也是十分重要的。不均匀的显微组织往往使加工硬化、沉淀硬化和亚晶界强化的效果受到一定的限制。在选材中只考虑 σ_y 与 K_{IC} 的组合作用是不够的, 这样不一定能得到优良的抗疲劳的合金。由于第 II 阶段裂纹扩展对显微组织敏

感性较小, 显微组织的控制应当着重研究其对裂纹形成和第 I 阶段扩展的影响。因此, 有人认为目前应致力于设计、工艺和无损检验的改进以解决如何对应力集中点和冶金缺陷进行控制, 这也可能比发展合金更为重要 [97]。

2. 平均应力的影响

在讨论组织结构对裂纹扩展的影响一节中曾涉及到平均应力或应力比 R 对 da/dN 与 ΔK_{th} 的影响。一般来说, R 对中等应力水平 (B区) 的 da/dN 的影响不显著, 而对较高的 (C区) 或较低的 (A区) 的 da/dN 有较大的作用。

Nelson^[98]曾将典型的等寿命图解(图43)应用到描述R对疲劳裂纹扩展速率的分析中,见图44。可以看出,每根da/dN曲线的走向是由R=0到R=0.8的数据点与材料的K₀的连线加以预测。由R=0到R=-1的走向代表

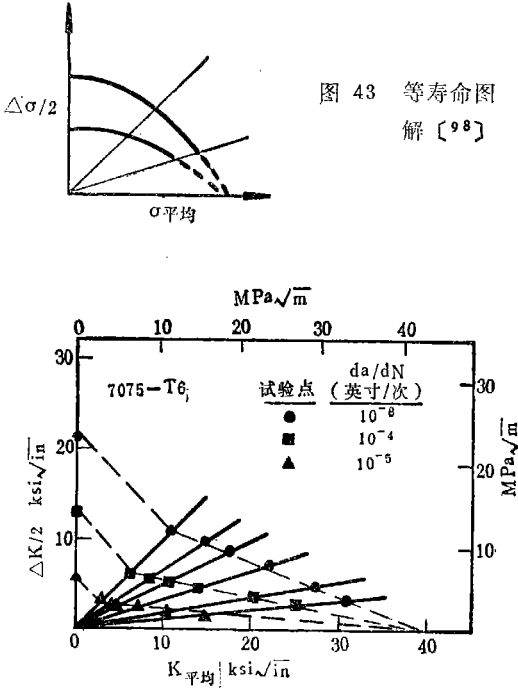


图 43 等寿命图解^[98]

了压缩载荷对裂纹扩展速率的影响。在较低的ΔK值范围内,平均应力对da/dN的影响随扩展速率的降低而加剧,即在一定的应力水平下R愈高,ΔK_{th}愈低。图45示出3种铝合金的R对ΔK_{th}的影响^[39]。Beever还指出,ΔK与K_{max}对门坎值ΔK_{th}的影响可以用下式表示:

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th0} (1 - R)^\gamma \quad (56)$$

式中γ为与材料有关指数,见表6。ΔK_{th0}为R=0时的门坎值,即ΔK_{th}=ΔK_{th0}。

关于平均应力或应力比R对da/dN的影响,曾有过一些不同的解释。Klesnil等^[99,100]研究了一些钢的门坎值行为,强调指出载荷经历是重要的并认为R对门坎值的影响是由于裂纹尖端产生范性区带来的压缩应力

所造成的。Schmidt与Paris^[101]则采用裂纹闭合效应来解释R对门坎值的影响,他们指出:

$$\begin{aligned} \text{对于低的应力比, } K_{min} &\leq K_{c1} \\ K_{max} &= K_{c1} + \Delta K_0 = \text{常数} \end{aligned} \quad (57)$$

$$\begin{aligned} \therefore \Delta K_{th} &= K_{max} - K_{min} \\ &= K_{max} (1 - R) \\ &= (K_{c1} + \Delta K_0) (1 - R) \end{aligned} \quad (58)$$

对于高的应力比, K_{min} ≤ K₀₁

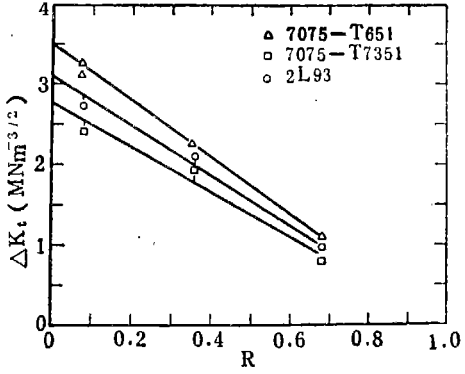


图 45 R对三种铝合金的ΔK_{th}的影响^[39]

表 6 不同材料的γ值^[39]

材 料	环 境	γ
铝 合 金	空 气	1.0
软 钢	空 气	0.71
珠光体钢	空 气	0.93
En24 钢	空 气	0.47
	真 空	0.0
Ti-6Al-4V	真 空	0.0
Ti合金	真 空	0.7

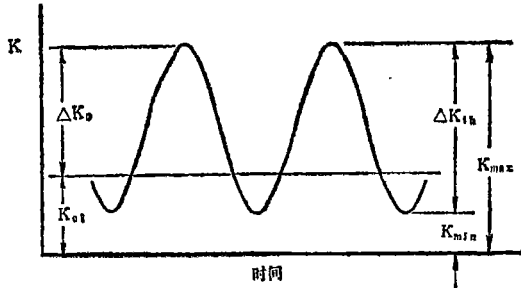


图 46 K—时间曲线^[101]

$$\Delta K_{th} = \Delta K_o = \text{常数} \quad (58)$$

$$\therefore K_{max} = \frac{\Delta K_{th}}{1-R} = \frac{\Delta K_o}{1-R} \quad (60)$$

式中各K值所代表的范围见图46。因此, ΔK_{th} 与R的关系可以由公式(58)与(59)得出(图47a), 而 K_{max} 与R的关系则可由公式(57)与(60)得出(图47b)。

上例公式除了在2024-T3铝合金中得到验证外, 也对A533钢^[102]和T-1钛合金^[103]的数据进行了分析并得到类似的结论。三种合金的 R_{c1} 、 K_{c1} 与 ΔK_o 的实验数值列于表7。

图48示出2024-T3铝合金的 K_{max} 与R的实验曲线。由表7和图47也可以看到频率对门槛值 ΔK_{th} 具有一定的影响。在低的应力比下, 即 $R < R_{c1}$ 时, 频率对 K_{max} 的影响不大。

Irving等^[104, 105]对一些珠光体钢、低合金钢和钛合金等在低应力水平范围内的裂纹扩展行为进行了研究, 发现上述这些合金均在不同程度上受到R的影响。如在En24钢中不同R对 $da/dN - \Delta K$ 曲线和 ΔK_{th} 均具有强烈的影响(图49)^[105]。此外, 这些合金在裂纹扩展过程中还存在着一个以 ΔK 为主导的扩展过程转变为以 K_{max} 为主导的扩展过程。当珠光体钢的 K_{max} 达到 $12 \pm 1.5 \text{ MNm}^{-3/2}$ 时, R对 ΔK_{th} 的影响不大, 而对于一些 α 钛合金, 只有在 $R < 0.35$ 时, K_{max} 才对 ΔK_{th} 有所影响^[104]。

此外, 在断口形态上也存在着一个转变点, 如En24钢在低的扩展速率下, 沿原始 γ 晶间断裂首先在 $\Delta K = 26 \text{ MNm}^{-3/2}$ 时开始出现, 在 $\Delta K = 14 \text{ MNm}^{-3/2}$ 时达到最大值, 而低于

表7 三种合金的实验数值^[101]

材 料	频 率 (Hz)	R_{c1}	K_{c1} ($\text{ksi}\sqrt{\text{in}}$)	ΔK_o ($\text{ksi}\sqrt{\text{in}}$)
2024-T3	300	0.53	1.91	1.72
2024-T3	580	0.76	2.67	0.83
A533	160	0.67	5.45	2.75
T-1	200	0.50	3.25	3.30

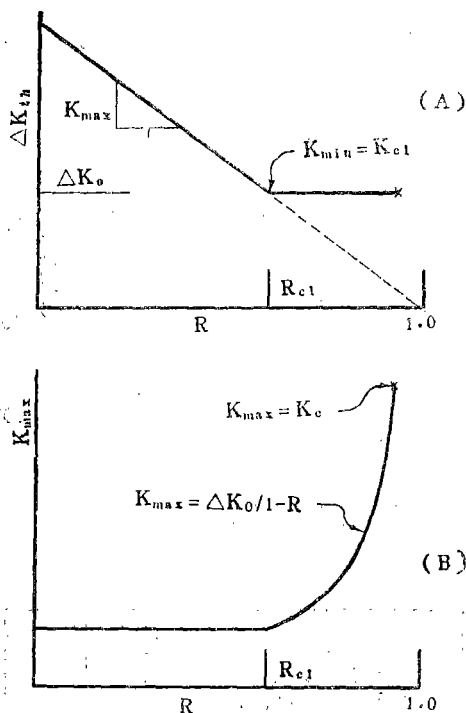


图47 由公式(57~60)得出R对 ΔK_{th} (A)与 K_{max} (B)的关系示意图^[101]

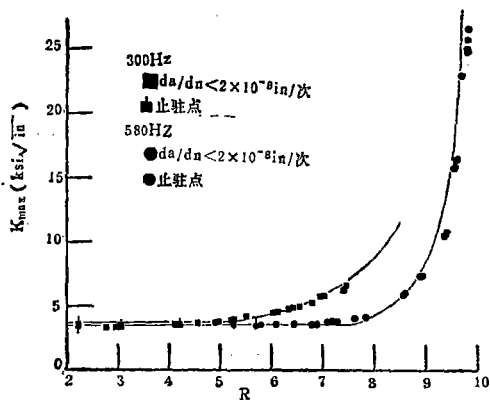


图48 2024-T3铝合金的 K_{max} 与R的关系曲线^[101]

$5 \text{ MNm}^{-3/2}$ 时就不再出现, 见图50。由图也可以看出, 这种晶间断裂与 ΔK 有关, 而不是取决于 K_{max} 的变化。Irving等^[104]认为这种扩展的结构敏感性与断裂途径的变化的起始点可

能与裂纹尖端附近的反向范性区的尺寸有关，反向范性区 ($d_{r.p.z}$) 可由下式计算之：

$$d_{r.p.z} = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_y} \right)^2 \quad (61)$$

当裂纹尖端的反向范性区尺寸达到结构尺寸，如晶粒直径同一数量级时，才开始出现晶间断裂。

3. 介质环境的影响

长期以来，腐蚀介质对金属疲劳性能的影响已引起人们广泛的注意。图51示出一些早期的航空用材料在空气和盐雾环境中疲劳性能的变化。可以看出，一些具有明显疲劳极限的材料

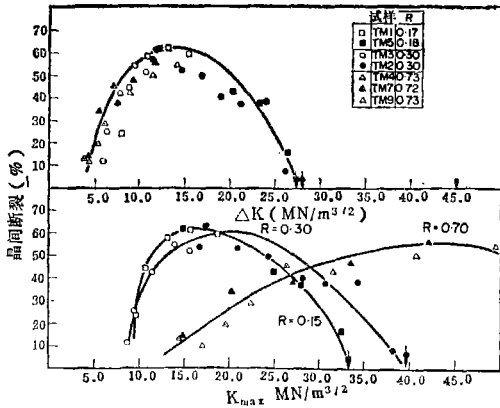


图 50 晶间断裂%与 ΔK 和 K_{max} 的关系 [105]

料在腐蚀环境下已不再显现，同时它们能够承受的循环应力也有明显的下降。因此传统的疲劳极限已不能代表在腐蚀环境中的疲劳强度极限 [106]。

目前在实验室内采用的介质大体上可分为三种 [107]：

- ① 非腐蚀的干燥环境 (如真空、 Ar 、 N_2)；
- ② 轻度腐蚀的环境 (如潮湿空气、蒸馏水)；
- ③ 电化学腐蚀的环境 (如盐水)。

根据它们对材料疲劳裂纹扩展行为的影响也可分为三种类型，见图52 [108, 109]。Austen 等 [109] 认为，根据应力腐蚀门坎值 K_{Isc} 可以将腐蚀疲劳裂纹扩展行为划分为两种，即真实

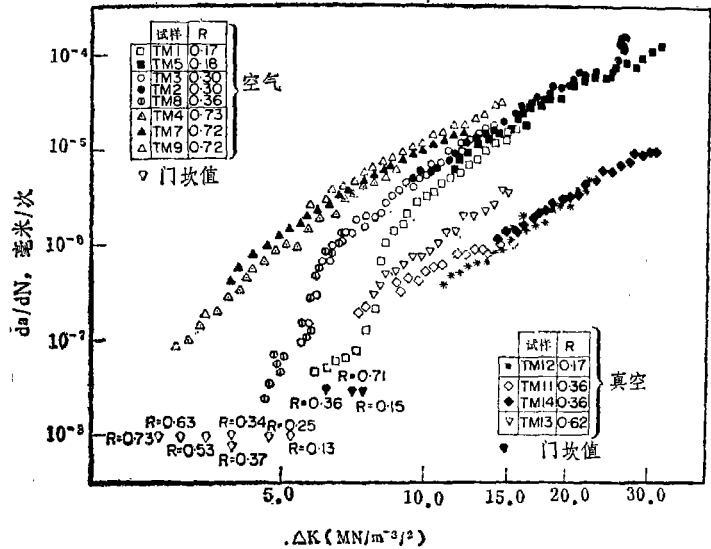


图 49 EN-24 钢的 $da/dN - \Delta K$ 曲线 [105]

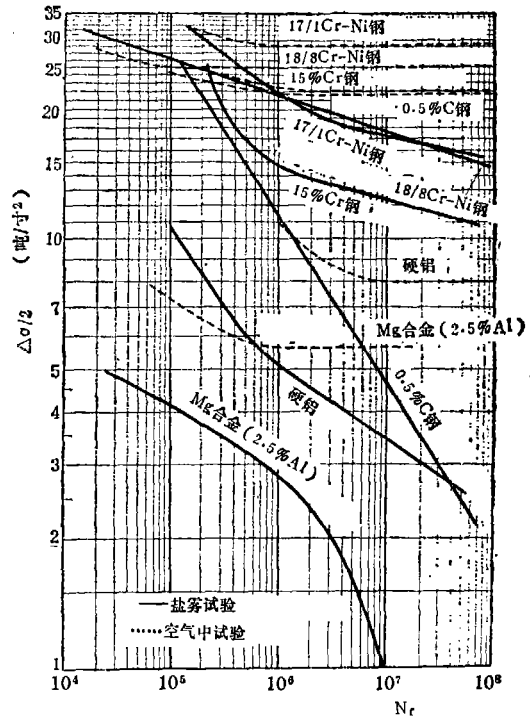


图 51 一些航空用合金在空气和盐雾环境中的单向疲劳性能曲线 [106]

腐蚀疲劳（图52a）与应力腐蚀疲劳（图52b）。

真实腐蚀疲劳（TCF）是由于腐蚀介质与循环应力交互作用加速了裂纹扩展。这种“低于 K_{Isc} ”的行为适用于不产生应力腐蚀的材料。

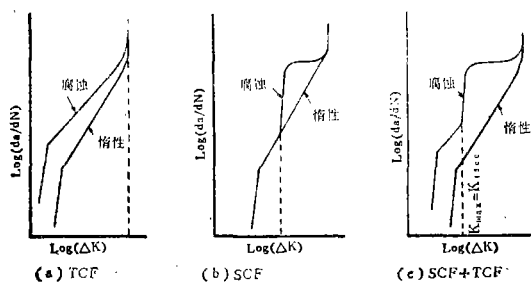


图 52 腐蚀疲劳的三种类型 [109]

料，即 $K_{Isc} \geq K_{Ic}$ 。如Ti-6Al-4V合金在上述环境介质中基本上属于此种类型，见图53 [110]。

应力腐蚀疲劳（SCF）是在疲劳载荷大于 K_{Isc} 的条件下出现的静应力腐蚀，这种“高于 K_{Isc} ”行为适用于一些在达到 K_{Isc} 以前不受环境介质影响的材料。一旦达到 K_{Isc} 后将出现具有静应力腐蚀特征的“平台”，见图52b。X-65钢管在3.5%NaCl溶液中于不同频率下的裂纹扩展行为见图54 [111]。对于大多数材料在不同的腐蚀介质中往往出现两种类型的组合见图52c。

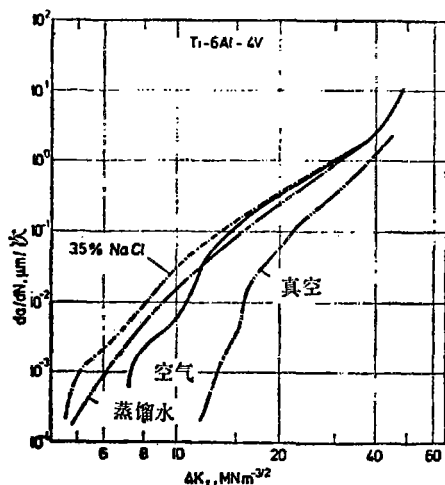


图 53 Ti-6Al-4V在不同环境介质中的 $da/dN-\Delta K$ 曲线 [110]

应当指出，材料在介质中裂纹扩展行为不仅取决于材料与介质的种类，也受到材料的显微组织、应力水平、平均应力、频率等因素的重要影响。

Imhof与Barson [112]进行了不同热处理状态4340钢的腐蚀疲劳试验，提出每一循环中的裂纹扩展速率可用下式表示：

$$\frac{da}{dN} = D(t) (\Delta K)^n \quad (62)$$

式中 $n=2.7$ ； $D(t)$ 表示材料对腐蚀疲劳的敏感性，并随着 σ_y 的增加而增加。图55示出两种不同热处理状态的4340钢在空气和3%NaCl溶液中的 $da/dN-\Delta K$ 曲线。可以看出， $\sigma_y =$

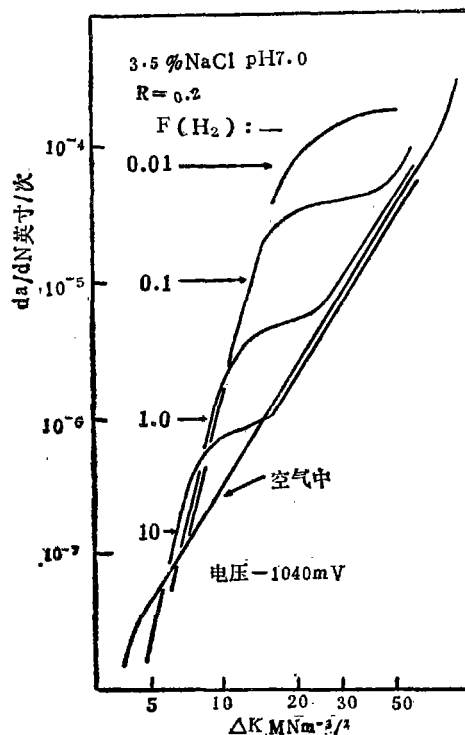


图 54 X-65钢管在3.5%NaCl溶液中的 $da/dN-\Delta K$ 曲线 [111]

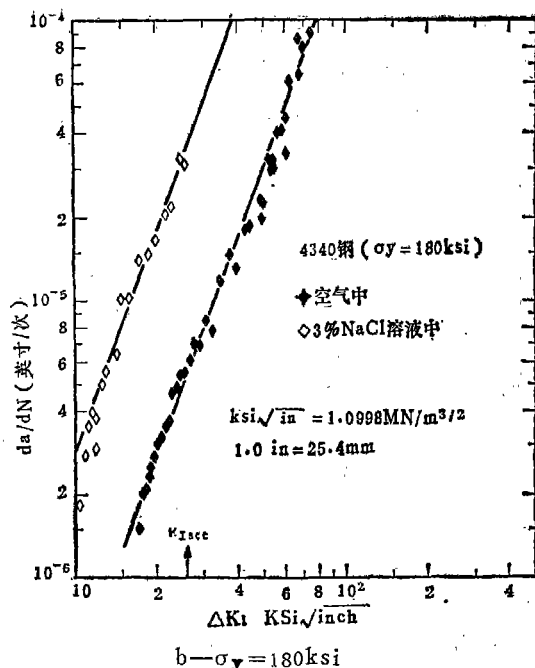
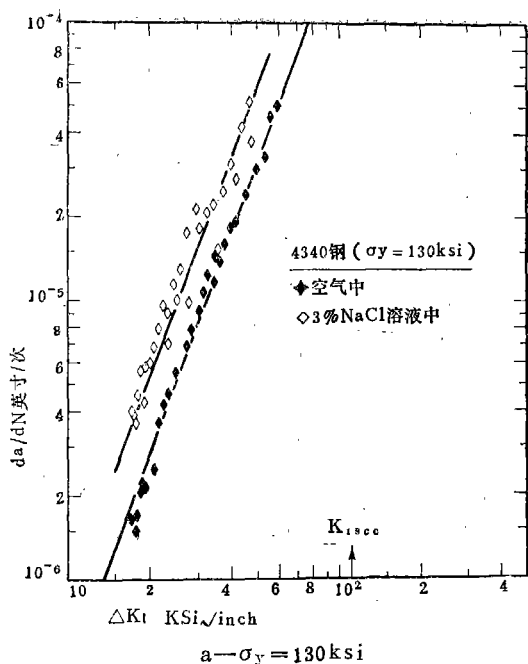


图 55 不同热处理状态的 4340 钢在空气和 3% NaCl 溶液中的 $da/dN-\Delta K$ 曲线 [112]

130 ksi 的 4340 钢 (图 55a) 在腐蚀介质中的裂纹扩展速率较在空气中高 2 倍; 而 $\sigma_y = 180$ ksi 时, 则达到 5~6 倍 (图 55 b)。我所最近研究 3% NaCl 溶液对 30CrMnSiNi2A 及 GC-4 高强度钢的腐蚀疲劳试验也得到类似的结果 [113]。

Shaw 与 Lemay [114] 在研究不同相对湿度和应力水平对 4140 钢的裂纹扩展速率和断口形态的影响中, 发现在一定的应力水平下, 相对湿度 (RH%) 对 da/dN 有着较大的影响, 见图 56。

图 57 示出不同回火温度和 RH% 的电子金相显微照片。在 200℃ 回火的断口中, 低的相对湿度 (10% RH) 下, 出现大致相等的穿晶与晶间断裂和一些显微裂纹 (图 57a); 在 90% RH 时, 则以晶间断裂为主并含有少量韧窝断口 (图 57b)。在 300℃ 以上回火时, 低的相对湿度则主要是晶间断裂和少量的二次裂纹 (图 57c、e)。在高的相对湿度下, 300℃ 回火的断口大部分是晶间断裂和少量的穿晶断裂及分散的韧窝断口 (图 57d); 400℃ 回火的断口则可以看到少量的穿晶断裂, 和一些腐蚀裂纹与

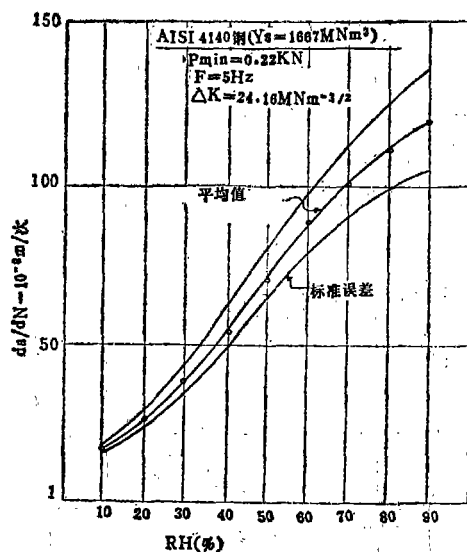


图 56 不同 RH% 对 4140 钢的 da/dN 的影响 [114]

韧窝断口, 在一些二次裂纹的“舌状物”上还可以看到一些疲劳条纹 (图 57f)。

在研究介质环境对疲劳裂纹扩展的作用中, 环境的影响包含着在环境中各种气氛与金

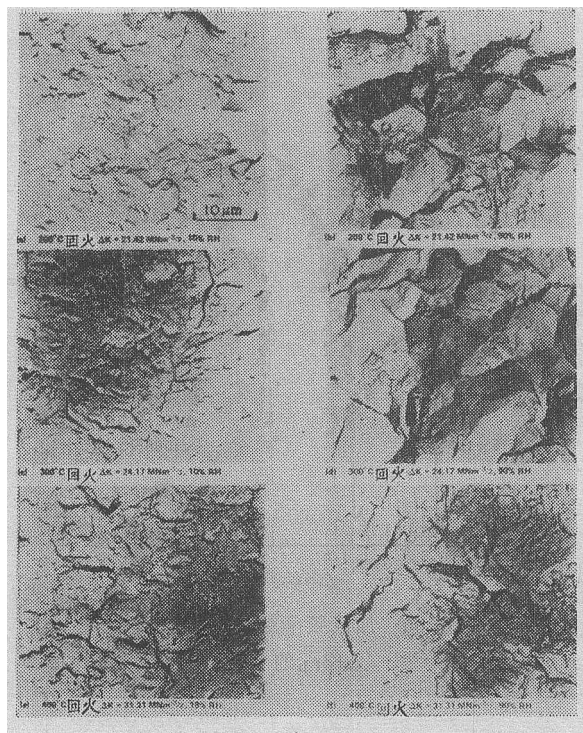


图 57 相对湿度与回火温度对断口显微形态的影响〔114〕

属表面的相互作用，从而是一个与作用时间有关的过程。因此平均应力与频率等也是不可忽视的重要因素。

Cooke等〔105〕发现En24钢在真空中进行试验时， ΔK 与 da/dN 呈直线关系而且不受R变化的影响。但是在空气中试验时，即使在中等的扩展速率下， da/dN 仍可增加近30倍。图58示出En24钢在真空中和在空气中 ΔK 与R的关系曲线。可以看出高的应力比将促使 da/dN 进一步提高。

但是Miller〔115〕在研究不同介质（干Ar与水）对4340钢的 da/dN 的影响中，发现增加R也同样加速在上述介质中的裂纹扩展速率。

此外，平均应力或应力比还强烈地影响着材料在腐蚀介质中裂纹扩展的门坎值。表8列出了在常温下不同介质对软钢试片（ $a=0.3\sim 7.6$ 毫米）的门坎值的影响〔116〕。可以看出，材料的门坎值随应力比的增加而降低，但在腐蚀介质中，材料的门坎值则大幅度降低，加有阳极

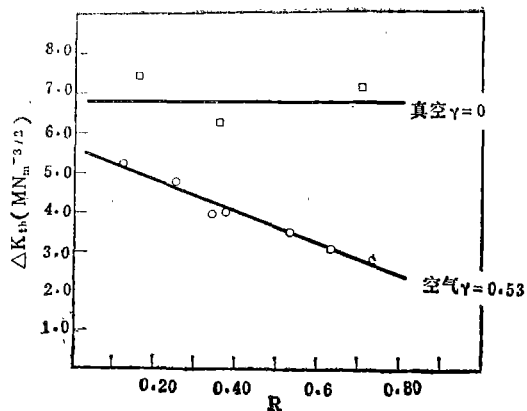


图 58 应力比对En24钢在空气和真空中 ΔK 的影响〔105〕

表 8 不同介质和平均应力对软钢的门坎值的影响〔116〕

介 质	σ_m/σ_a	门 坎 值 ($\text{MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$)
空 气	0.0	5.8
空 气	1.3	6.6
空 气	2.1	5.2
空 气	2.9	4.3
空 气	4.5	3.2
空 气	7.0	3.8
空气(焊件)	1.0	7.1*
	4.5	3.2*
自来水或SAE30油	0.0	7.3
盐 水	0.0	≈ 2
	4.5	1.15
盐水加阳极防护	4.5	3.9

* 焊件的热影响区数值。

防护时可保持其原有的应力水平。

关于加载频率对金属在腐蚀环境中疲劳裂纹扩展的影响方面，James〔117〕曾报导过频率对304不锈钢在高温下 $da/dN-\Delta K$ 曲线的影响的试验结果，见图59。试验结果指出，该不锈钢的 da/dN 随加载频率的降低而增加，在各频率下的 $da/dN-\Delta K$ 的曲线斜率是基本一

致的。为此他们认为 da/dN 与频率 f 之间的关系可写为：

$$\frac{da}{dN} = A(f)(\Delta K)^n \quad (63)$$

式中 n 为与材料和环境有关的指数； $A(f)$ 为与频率有关的函数，可以由图 59b 推导出，详见参考文献〔17〕。

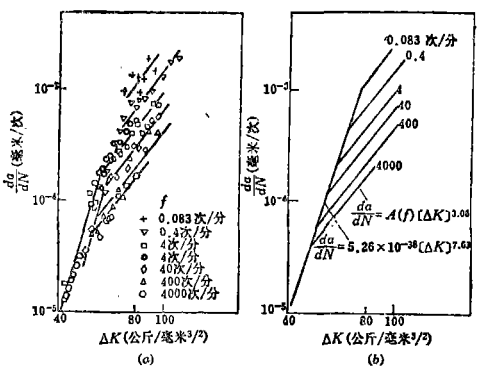


图 59 加载频率对304不锈钢在 538°C 下 $da/dN-\Delta K$ 曲线的影响〔17〕
(a)试验曲线； (b)简化曲线。

X-65钢管在 3.5 %NaCl 溶液中的裂纹扩展速率 $da/dN-\Delta K$ 曲线 (图 54) 也具有类似的趋势。

但是, Schmidt与Paris〔101〕在研究2024-T3 铝合金在大气中不同加载频率下的裂纹扩展试验中, 发现 ΔK_{th} 随着频率的增加而降低, 当频率低于200Hz 对 ΔK_{th} 不产生影响, 当频率较高时, 由于裂纹尖端高速范性变形使局部温度不断升高, 从而使 ΔK_{th} 降低, 见图 60。有关频率与环境对疲劳裂纹扩展行为的影响, 在参考文献〔118〕中曾作过较全面的评述。

关于腐蚀疲劳裂纹扩展机制, 目前大体上可分为“叠加模型”〔119, 120〕与“择优模型”〔109〕两种。

Wei与Landes〔119〕认为在腐蚀环境中的疲劳裂纹扩展速率为应力腐蚀裂纹扩展与惰性环境下疲劳裂纹扩展速率之和, 即

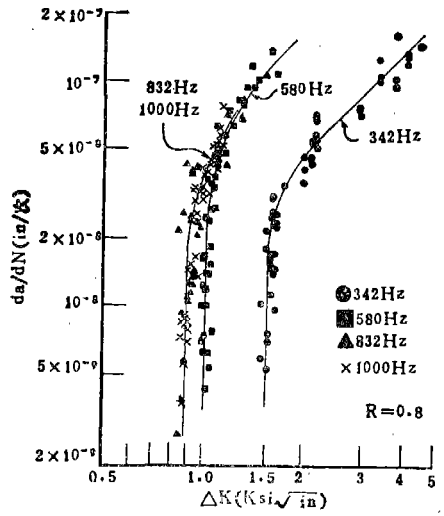


图 60 加载频率对2024-T3合金 ΔK_{th} 的影响〔101〕

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{cF} = \left(\frac{da}{dN}\right)_{sc} + \left(\frac{da}{dN}\right)_F \quad (64)$$

当 $(da/dN)_{sc} = 0$ 时, 将不受环境因素的影响。由于这一模型未考虑到一些载荷因素, 如频率、平均应力等的影响, 在应用上受到一定的限制, 仅适用于产生氢脆作用或形成钝化层的环境试验。为此, Parkins等〔120〕提出公式 (64) 应改写为、

$$\left(\frac{da}{dt}\right)_{cF} = \left(\frac{da}{dt}\right)_{sc} + f \cdot \left(\frac{da}{dN}\right)_F \quad (65)$$

式中 f 为加载频率, 公式 (65) 在 $K_{max} > K_{Isc}$ 的情况下, 当 f 减少或 R 增加时, 每一循环中介质的作用增加了, 将使 $(da/dt)_{sc}$ 增加并导致 $(da/dt)_{cF}$ 的增加。但是在 $K_{max} < K_{Isc}$ 的情况下, 随着 f 的降低, 介质中的裂纹扩展速率比空气中的快, 并由于电化学因素的存在 da/dN 增加到一定的极限就停止了。Parkins等〔120〕发现, 随着起始应力强度因子(K_I)的变化和电化学电压的差异, 可以出现不同的裂纹扩展行为和不同比例的晶间或穿晶断口形

态。由静力测定的 K_{Isc} 在循环加载中可使之降低60%以上。为此，他们认为简单的叠加模型对于“低于 K_{Isc} ”应力水平下的应用将受到更大的限制。

最近，Austen与Walker^[109]认为腐蚀疲劳裂纹扩展速率不是由应力腐蚀裂纹扩展速率和惰性环境下疲劳裂纹扩展速率相互叠加所致，而是后二者相互“竞争”的结果。最终的裂纹扩展速率取决于任何一方的最大速率，为此称为“过程竞争模型”或“择优模型”。

图61示出一些载荷因素（R与F）对腐蚀疲劳裂纹扩展行为的影响的示意图。提高频率F将使应力腐蚀“平台”垂直向下移动（图

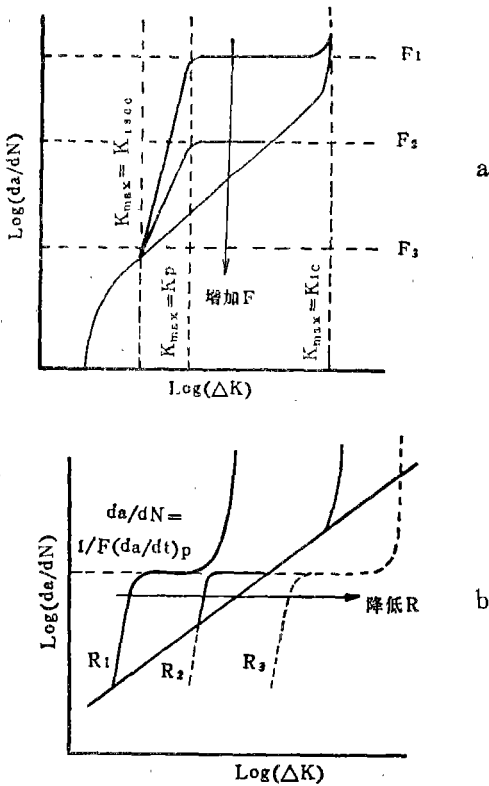


图 61 加载频率F(a)与应力比R(b)对腐蚀疲劳裂纹扩展行为的影响^[109]

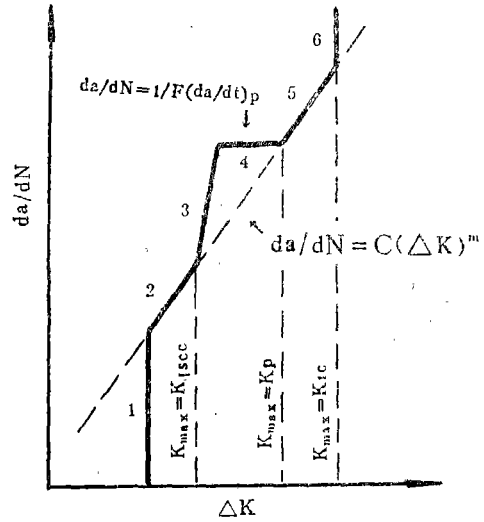


图 62 混合型腐蚀疲劳的 $da/dN-\Delta K$ 曲线示意图

61a)；降低R将使该“平台”向右平行移动。因此，增加F或降低R均可使以应力腐蚀为主的裂纹扩展转变为以一般疲劳为主的裂纹扩展。

Austen 等认为对一般具有混合型裂纹扩展的材料可以将其 $da/dN-\Delta K$ 曲线近似地分为若干线段，并可分别推导出各线段扩展方程^[109]，图62示出混合型腐蚀疲劳的 $da/dN-\Delta K$ 曲线示意图。

(1) 当 ΔK 低于 ΔK_{th} 时，

$$\frac{da}{dN} = 0 \quad (66)$$

(2) 当 ΔK 高于 ΔK_{th} 而低于相应的 K_{Isc} 时，

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad (67)$$

(3) 当 ΔK 位于相应的 K_{Isc} 与“平台”起点之间时，

$$\frac{da}{dN} = B (\Delta K)^n \quad (68)$$

$$\log \left[\left(\frac{da}{dN} \right)_p \cdot \frac{1}{F} \right] - \log \left\{ C \left[(1-R) K_{Isc} \right]^m \right\}$$

上式中 $n = \frac{\log \left[(1-R) K_p \right] \log \left[(1-R) K_{Isc} \right]}{\log \left[(1-R) K_p \right] \log \left[(1-R) K_{Isc} \right]}$

$$B = (m-n) \log \left[(1-R) K_{Isc} \right] + \log C$$

(4) 当 ΔK 位于相应的 K_{Ic} 的起点与终点之间时,

$$-\frac{da}{dN} = \left(-\frac{da}{dt} \right)_p \cdot \frac{1}{F} \quad (69)$$

(5) 当 ΔK 小于相应的 K_{Ic} 时,

$$-\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad (70)$$

(6) 当 ΔK 接近相应的 K_{Ic} 时,

$$-\frac{da}{dN} = \infty, \text{ 即达到失稳状态。}$$

显然, 根据上列公式可以定量地估计出在不同载荷与环境因素下各段的裂纹扩展行为, 从各段的代数和可以得出受到循环应力和腐蚀环境综合作用下的零件或结构的总寿命。

结 束 语

以上对金属在常温和恒幅载荷下疲劳裂纹扩展的微观机制、力学方程及其主要影响因素进行了简要的评述。从裂纹扩展的微观机制来看, 目前归纳的三种机制基本上是属于一些定性描述的物理模型。在所列举的力学方程中, 大都是在上述模型的基础上, 应用位错理论BCS方法和连续力学弹-塑性分析推导出的一些半经验式或解析式方程。其中正式应用于工程设计中的, 目前仅限于几个简单的Paris或Forman等半经验公式。在讨论对裂纹扩展产生影响的一些主要因素中, 可以看出金属的疲劳裂纹扩展是一个涉及到断裂力学、断裂物理和断裂化学的复杂过程。过去开展的一些工作大多是在特定的试验条件下进行的, 有时难免有失之过简和出现一些相互矛盾之处。对于接近实际使用条件下材料与构件的疲劳裂纹扩展的研究, 迄今还处于发展阶段, 其中一些具有应变时效和相转变的复杂合金和高强度钢等的

研究, 还仅仅是开始。

为了促进国民经济与宇航工业的发展, 加速实现我国四个现代化, 建议在全国统一规划下, 突出重点, 合理分工, 密切协作, 及时交流在材料疲劳断裂的研究中的进展, 努力做好下列几项工作:

1. 在宏观与微观相结合的基 础上, 探索材料的疲劳裂纹的形成、扩展与断裂中的力学行为、物理本质和化学过程, 特别是在接近实际使用条件下和接近门槛值范围内的裂纹扩展行为、断口形态和裂纹尖端范性区的应力应变场及其精细结构的研究。同时有关单位也应开展一些在真空下和环境介质中的单晶体和大晶粒试样的基础研究, 找出材料在循环载荷下范性变形的基本规律, 以指导一般的应用研究与生产实践。

2. 结合设计、生产与使用的需要, 开展材料的过载效应、随机加载、多向应力以及温度与介质综合作用下疲劳断裂的研究。掌握材料在实际应用中疲劳裂纹的形成和扩展规律, 为设计选材, 寿命估算, 改进材料与工艺提供必要的科学依据。此外, 通过设计、材料与工艺相结合, 解决如何对应力集中点与材料质量的控制问题。

3. 积极掌握与运用国内外先进技术, 发展电子金相断口术、透射薄膜观察、高速与全息摄影、能谱分析、声发射、细聚焦X光衍射与应力分析、程序控制力学试验、无损探伤技术, 以及电子计算机的应用等, 大力开展应变疲劳、低应力疲劳、高温与腐蚀疲劳, 以及多轴向和变频率等试验方法的研究, 为工程设计与施工提供大量的准确可靠的试验数据, 并为进一步开展疲劳断裂研究创造更有利的条件。

总之, 通过以上基础研究、应用研究和测试技术的研究, 走出我国解决疲劳断裂问题的发展道路。

本报告在准备和整理过程中, 得到王仁智、刘才穆、于崇华、王广生以及情报室有关同志的大力协助, 特此致谢。

参 考 文 献

- [1] J.E.Ewing, J.C.W.Humberg, Phil. Mag. Roy. Soc., A200 (1903), 241.
- [2] H.J.Gough, D.Hanson, Proc. Roy. Soc., A104 (1923), 539.
- [3] H.J.Gough, Proc.ASTM, 33 II (1933), 3.
- [4] H.J.Gough, W.A.Wood, Proc. Roy.Soc., A154, (1936)510; A165(1938)358.
- [5] W.A.Wood, Int.Conf.on Fatigue, Inst.Mech. Eng., (1956) 531.
- [6] W.A.Wood, Int.Conf.on Fracture, Swampscott, Mass. (1959) 412.
- [7] P.J.E.Forsyth, Proc. Roy. Soc., A242 (1957) 198.
- [8] A.H.Cottrell, D.Hull, Proc. Roy.Soc., A242(1957)211.
- [9] R.N.Wilson, P.J.E.Forsyth, J.Inst.Met., 87(1959)336.
- [10] P.B.Hirsch, P.G.Partridge, P. L. Segall, Phil. Mag., 4 (1959)721.
- [11] P.J.E.Forsyth, Proc.of Crack Propagation Symp., Cranfield (1962)76.
- [12] P.J.E.Forsyth, Acta.Met., 11 (1963)703.
- [13] C.Laird, ASTM STP 415(1967) 131.
- [14] C.Laird, G.S.Smith, Phil. Mag., 8(1963)1945.
- [15] D.P.Wilhem ASTM, STP 415 (1967)368.
- [16] D.W.Hoeppnerd, W.E.Krupp, Eng.Frac. Mech., 6 (1974) 47.
- [17] 王仁智, 《工程断裂力学》上册, 国防工业出版社, (1977) 413.
- [18] R.O.Ritchie, Metal Science, Aug/Sept.(1977)368.
- [19] P.E.Irving, L.N.McCartney, Metal Science, Aug/Sept. (1977)351.
- [20] T.V.Duggan, J.Byrne, "Fatigue as A Design Criterion", MacMillan Press, (1977) 128.
- [21] P.Lukas, M.Klesnil, J.Krejci Physics Status Solidi, 27 (1968)545.
- [22] M.Gell, G.R.Leverant, Acta Met., 16(1968)553.
- [23] M.B.McNeil, J.C.Grosskreutz Phil.Mag., 16(1968)115.
- [24] J. G. Grosskreutz, J. Appl. Phys., 33(1962)1787.
- [25] J.Holden, Phil.Mag., 6(1961) 547; Acta Met., 11(1963)691.
- [26] K.Hayashi, Proc.Intern.Conf. Mech. Behavior of Materials, Aug.1971, Japan, Vol I (1972) 552.
- [27] J.Schijve, NLR-TR M2212, N. A. L. Amsterdam, April (1964).
- [28] W.A.Wood, ASTM STP 237 (1958)110.
- [29] J.C.McMillan, R.M.N.Pelloux ASTM STP 415(1967)505.
- [30] B.Tomkins, Conf. on Mech. & Phys.of Fracture, Cambridge, (1975)23/1.
- [31] B.Tomkins, W.D.Biggs, J.Mater.Sci.4(1969)544.
- [32] J.Lankford, F.N.Kusenberg, Phil.Mag., 62(1972)1485.
- [33] R.J.H.Wanhill, Proc. Intern. Conf. Mech. Behavior of Materials, ICM- II, Boston, (1976)558.
- [34] G. T. Hahn, Met. Trans., 3 (1972)1189.
- [35] P.J.E.Forsyth, D.A.Ruder,

- Metallurgia 63(1961)117.
- [36] K. H. Schwalbe, Eng. Frac. Mech., 9(1977)547.
- [37] R. W. Hertzberg, W. J. Mills, ASTM STP 600(1976)220.
- [38] 刘才穆、钟炳文、刘建华、宋宇文, “高强钢疲劳扩展断口特征与组织的探讨”, 《航空材料》待发表
- [39] C. J. Beever, Metal Science, Aug/Sept(1977)362.
- [40] 欧阳杰, “金属疲劳裂纹扩展形式和过程的研究”, 《航空材料》4(1978).
- [41] A. M. Freudental, Eng. Frac. Mech., 6(1974)775.
- [42] A. V. DeForest, F. W. Magnuson, J. Appl. Mech., March (1936)A-23.
- [43] R. H. Christensen, M. B. Harman, ASTM STP 415(1967)5.
- [44] B. F. Langer, P. E. Peterson, J. Appl. Mech., Dec.(1937)A-10.
- [45] A. K. Heald, Phil. Mag., 44/7 (1953)925.
- [46] F. A. McClintock, Intern. Conf. on Fatigue of Metals, IME-AIME, London, Sept-Nov. (1965).
- [47] N. E. Forest, D. S. Dugdale, J. Mech. and Phys. of Solid, 5(1957)182; 6(1958)93.
- [48] A. J. McEvily, W. Illg, NACA TN4394 (1958).
- [49] H. F. Hardrath, A. J. McEvily, Proc. of the Crack Propagation Symp. Vol. I, Cranfield, Oct. (1961).
- [50] J. Schijve, NLL Report, MP 195, Amsterdam, Aug.(1960).
- [51] W. Weibull, FFA Report 65 May (1956); Report 86, June (1960).
- [52] W. Weibull, SAAB TN 25, Jan.(1954).
- [53] S. R. Valluri, ARL Tech, GALCIT SM61-1 Oct. (1961).
- [54] Douglas Aircraft Co. Inc., ASD-TDR-63-494, Sept.(1963).
- [55] P. C. Paris, M. P. Gomez, W. E. Anderson, The Trend in Eng., 13/1, Univ. of Wash., Jan.(1961).
- [56] P. C. Paris, F. Erdogan, J. Bas. Eng., Trans ASME, Dec. (1963)528.
- [57] H. W. Liu, J. Bas. Eng., Trans, ASME, D, 85 (1963)116.
- [58] S. S. Manson, Experimental Mech., July (1965).
- [59] R. O. Ritchie, J. F. Knott, Acta Met. 21 (1973) 639.
- [60] J. C. Grosskreutz, ASTM STP 495 (1971) 5.
- [61] B. A. Bilby, A. H. Cottrell, K. H. Swinden, Proc. Ro. Soc., A272 (1963) 304.
- [62] D. S. Dugdale, J. Mech. Phys. of Solids, 8 (1960) 100.
- [63] J. Weertman, Intern. J. Frac. Mech., 2 (1966) 460.
- [64] J. Weertman, Intern. J. Frac. Mech., 5 (1969) 13.
- [65] B. A. Bilby, P. T. Heald, Proc Roy. Soc. A305 (1968) 429.
- [66] R. W. Lardner, Phil. Mag. 17 (1968) 71.
- [67] F. Erdogan, N A S A CR 901 (1967).
- [68] R. G. Forman, V. E. Kearney, R. M. Engle, J. Bas. Eng. Trans. ASME, 89 (1967) 459.
- [69] N. E. Frost, L. P. Pook, K. Denton, Eng. Frac. Mech., 3/2 (1971) 109.
- [70] S. Pearson, Eng. Frac. Mech.,

4 (1972) 9.

- [71] R. Robert, E. Erdogan, J. Bas. Eng., Trans. ASME, 89 (1967) 885.
- [72] K. Walker, ASTM STP 462 (1970) 1.
- [73] W. Elber, ASTM STP 486 (1971) 230.
- [74] R. Robert, Kilber, Eng. Frac. Mech., 2 (1971) 243.
- [75] B. Tomkins, Phil. Mag., 18 (1968) 1041.
- [76] J. R. Rice, ASTM STP 415 (1967) 247.
- [77] F. A. McClintock, Frac. of Solid, Intersci. N. Y. (1963) 63; ASTM STP 415 (1967) 173.
- [78] E. J. Ripling, J. E. O' Donnell, Trans. SAE, 80 (1971) 640.
- [79] C. E. Nichol森, Proc. Conf. on Mechanic & Mechanism of Crack Growth, Cambridge, April (1973).
- [80] A. J. McEvily, Metal Science, Aug/Sept. (1977) 274.
- [81] T. V. Duggan, Eng. Frac. Mech., 9 (1977) 735.
- [82] V. Weiss, "Notch Analysis in Fracture" Vol. I, Academic Press (1971) 227.
- [83] D. N. Lal, V. Weiss, Proc. 2nd Intern. Conf. on Mech. Behavior of Materials, Boston, (1976) 617.
- [84] G. P. Chereponov, H. Holmönov, Eng. Frac. Mech., 6 (1974) 551.
- [85] A. Ferro, G. Montalenti, Phil. Mag., 10 (1964) 1043.
- [86] A. Ferro, P. Mazzetti, G. Montalenti, Phil. Mag., 12 (1965) 867.
- [87] A. H. Cottrell, Trans. AIME, 44 (1958) 192.
- [88] G. M. Sinclair, W. J. Graig, Trans. ASM, 44 (1952) 929.
- [89] P. G. Forrest, A. E. L. Tate, J. Inst. Metals, 93 (1964~1965) 438.
- [90] D. W. Hoepfner, ASTM STP 415 (1967) 486.
- [91] D. V. Wilson, Metal Science, Aug/Sept. (1977) 321.
- [92] K. Ando, N. Ogura, T. Nishiooka, Proc. 2nd Intern. Conf. on Mech. Beh. of Materials, Boston (1976) 513.
- [93] H. W. Hayden, S. Floreen, Metall. Trans., 4/2 (1973) 561.
- [94] J. Masounave, J. P. Bävion, Proc. 2nd Intern. Conf. Mech. Behavior of Materials, Boston (1976) 636.
- [95] R. W. Langraf, A. M. Sherman, J. W. Sprys, Proc. 2nd Intern. Conf. Mech. Behavior of Materials, Boston, (1976) 513.
- [96] G. Härkegard, Eng. Frac. Mech. 6 (1974) 795.
- [97] P. J. E. Forsyth, Rosenhain Centenary Conf. The Royal Soc., (1976) 167.
- [98] D. V. Nelsen, Experimental Mech., 17/2 (1977) 41.
- [99] M. Klesnil, P. Lukas, Metal Sci. Eng., 9 (1972) 231.
- [100] M. Klesnil, P. Lukas, Eng. Frac. Mech., 4 (1972) 77.
- [101] R. A. Schmidt, P. C. Paris, ASTM STP 536 (1973) 79.
- [102] P. C. Paris, R. J. Bucci, E. J. Wessel, W. G. Clark, T. R. Mager, ASTM STP 513 (1972) 141.
- [103] K. J. Bucci, P. C. Paris, W. G.

(下转第28页)

明的乙液倒入其中成丙液。

4. 用计算量的煤油稀释丙液得丁液,即为一种普通的防锈油。

5. 在丁液中按计算量加入水,用搅拌器搅拌。

6. 在搅拌下滴加计算量的吐温-80成透明溶液,即为汗印除去型防锈油。若滴加吐温-80后溶液不透明,混浊分层,即为配制失败,查找原因,重新配制。

七、生产实践中使用情况

1977年二三二厂根据我们提供的资料和部份原材料,他们自己配制了一些在机加工车间

使用。用于钻孔,铰孔,攻丝,去毛刺,平面磨等工序间防锈,即使在多雨的热天,用该油后铜制件表面上的手汗锈蚀不再发生。以往在多雨季节铜制件表面的手汗锈蚀一直是难于解决的,甚至被迫作出多雨季节铜制件暂不加工的禁令。还有由于该油膜薄,可以带油进行下道工序的加工,省去了启封的麻烦,使用方便,适用于钢、铜、铝等多种金属的工序间防锈,深受工人欢迎(详见“航空工艺技术”1978年第4期第32页)。我们认为,在目前批生产有困难的情况下,如急需使用,可像二三二厂一样自己动手配制一些,以满足生产上使用的要求。

(唐俊其执笔)

◇ ◇ ◇ ◇ ◇ ◇
(上接第45页)

- Clark, ASTM STP513(1972)177.
- [104] P.E.Irving, J. L. Robinson, R.J.Cooke, C. J. Beevers, Conf.Mech. & Phys.of Frac., Cambridge, (1975) 25/1.
- [105] R.J.Cooke, P.E.Irving, G.S. Booth, C. J. Beevers, Eng. Frac. Mech. 7 (1975) 69.
- [106] H.J.Gough, D.F.Sopwith, J. Iron & Steel Inst., 127(1933). 301.
- [107] J.Schijve, I.Mech. E. Conf. Pub. 1977-4, (1977) vii.
- [108] R.P.Wei, Proc. Symp, 1972 Western Metal and Tool Exposition and Conf. ASM(1972)3.
- [109] I.M.Austen, E. F. Walker, I.Mech.E.Conf.Pub.1977-4, (1977) 1.
- [110] H.Doker, D.Munz, I.Mech. E.Conf.Pub.1977-4 (1977)123.
- [111] O. Vosikovsky, Inter. Rep. PM-M-74-11, Canada, (1974).
- [112] E. J. Imhof, J. M. Barson, ASTM 436 (1973) 182.
- [113] “高强度钢的腐蚀疲劳试验”, 内部资料 (1978)。
- [114] W. J. D. Shaw, I. Lemay, I.Mech.E.Conf. Pub. 1977-4 (1977) 93.
- [115] G.A.Miller, S.J.Hudak, R. J. Wei, J. Testing & Evaluation, 1/6 (1973) 524.
- [116] L.P.Pook, A. F. Greeman, Proc. Fat. Testing & Design Conf., London, 2 (1970) 30/1.
- [117] L. A. James, ASTM STP513 (1972)218.
- [118] “影响疲劳裂纹扩展速率的因素”,中国科学院力学所12室, 内部资料 (1977)。
- [119] R.P.Wei, J.D.Laudes, Mat. Res. St'd. 9 (1969) 25.
- [120] R.N.Parkins, B.S.Greenwell, Metal Science, Aug / Sept (1977) 405.