

金属疲劳裂纹初期扩展的特征及其影响因素

北京航空材料研究所 颜鸣皋

摘 要

本文回顾了各种金属及合金在门坎区附近的疲劳裂纹扩展的机制和特征。

根据一系列试样和结构的微观断口金相分析的结果表明,在近门坎区产生的占主导的断口形态是小平面或河流花样。对于不同金属与合金小平面的方位与晶体点阵结构的相互关系,用滑移型和层错能进行描述。

本文对于板状及缺口试样的疲劳极限和门坎值的相互关系以及短裂纹的疲劳裂纹扩展机制也一起进行了评述,短裂纹的裂纹扩展行为可以一般地表达为:

$$\Delta K_{th} = f(a) \Delta \sigma_{th} \sqrt{\pi a}$$

式中, $f(a)$ 为裂纹长度与试样几何形状的函数。

文中回顾了应力比、显微组织、环境对在门坎区附近疲劳裂纹扩展行为的影响,曾提出产生裂纹闭合效应的“氧化物诱发”及“粗糙度诱发”的概念,可以用来解释结构材料中上述因素对在近门坎区疲劳裂纹扩展行为的影响。

一、前 言

自从本世纪初英国货车车轴折断事故以来,对疲劳断裂方面的研究已广泛引起人们的重视,并大量地开展了实验研究和理论分析工作。然而,较重的灾难性事故仍时有发生,从四十年代的“自由轮”折断,到“彗星”号客机解体,火箭壳体的爆破,直到八十年代北海海上油田钻台的倒塌等等。说明疲劳裂纹在结构件的应力集中处的萌生与扩展往往是难以避免的,因此,对带有缺口和微裂纹构件的疲劳裂纹初期扩展的研究,如何作到防患于未然将具有重要的理论与实际意义。

一般认为,疲劳裂纹的扩展可以分为三个阶段,在初期扩展中是以极低的扩展速率($da/dN < 10^{-6}$ 毫米/周)进行的,该区域为非连续扩展区,呈现一种结晶学形态的小平面或河流状断口;当 $da/dN > 10^{-6}$ 毫米/周时,则达到连续扩展区,断口形貌以疲劳条纹为主;当 $da/dN > 10^{-3}$ 毫米/周时,则为“静力型”扩展区,断口形态以韧窝、晶间断裂或纤维状撕裂为主。整个的 $da/dN-K$ 曲线可以近似地以“S”形曲线描述,如图1所示^[1,2]。

近二十年来,人们对第二阶段疲劳裂纹的扩展行为进行了大量的研究并有了一些深入的了解;而第三阶段的裂纹扩展由于发展迅速,对实际构件寿命估算所占的比重不大,为此,对具有较大组织结构和环境介质敏感性的第一阶段的裂纹扩展行为就愈来愈得到人们的重视。特别是随着断裂力学的发展和新型测试技术的应用,曾发表了大量的科学论著,

1982年9月收到。

提出了不少的力学模型和微观机制，但是，在这些数据和结果中往往存在着互相矛盾之处，甚至得出相反的结论。为此，有必要对近年来在疲劳裂纹初期扩展的微观形态、力学行为及其影响因素方面的研究作一简要的评述。

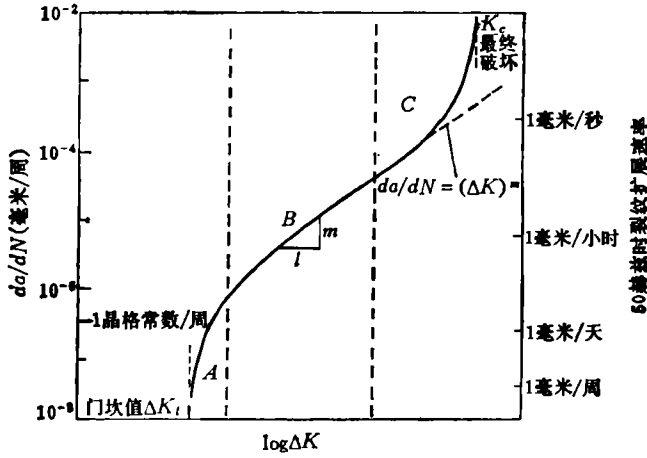


图1 $da/dN-\Delta K$ 曲线及其微观机制示意图^[1]

Fig.1 Schematic of da/dN curve and mechanisms of fracture^[1]

A段	B段	C段
非连续型机制	连续型机制 (条带增大)	静力型机制 (解理、晶间纤维)
影响大的因素	影响小的因素	影响大的因素
1. 微观结构	1. 微观结构	1. 微观结构
2. 平均应力	2. 厚度	2. 平均应力
3. 环境	影响大的因素	3. 厚度
	3. 环境、平均应力及频率的一些组合	影响小的因素
		4. 环境

二、裂纹初期扩展的微观特征

自从六十年代初期 Forsyth^[3]研究铝合金的疲劳扩展中划分为第 I 两个扩展阶段以来，对扩展初期第 I 阶段中沿轴向 45° 结晶学型的扩展行为进行了大量的探索研究，并提出了一些物理模型，详见文献〔2〕。

关于疲劳裂纹初期扩展的微观形态方面，Hertzberg 与 Mills^[4]在观察 Al、Cu、Ti、Ni 合金和不锈钢的显微断口形态中，发现在极低的扩展速率下均呈现一种结晶学的小平面或河流状断口。此后，Beavers^[5]总结了前人的工作，列举了十余种合金在扩展初期产生小平面的结晶位向，这些小平面对一般接近于基体的密排的结晶面，如面心立方金属的 {111} 和 {001} 面，体心立方金属的 {110} 和 {001} 面以及密排六方金属的 {0001} 面。这种在极低的扩展速率下出现的小平面断口，曾被认为是由于裂纹前端局部区域内的反复滑移而造成相邻滑移面间原子键结合强度减弱，因此，在低的拉伸应力下使局部滑移面产生了解理断裂^[6]。但是对某些立方金属的小平面位向出现在非滑移面 {001} 未曾得到解释。

但是当我们考虑到金属及合金的晶体结构、层错能 (SFE) 和滑移带类型时，发现这些小平面的位向有一定的规律性^[7]，见表 1。

表1 小平面对口的结晶位向

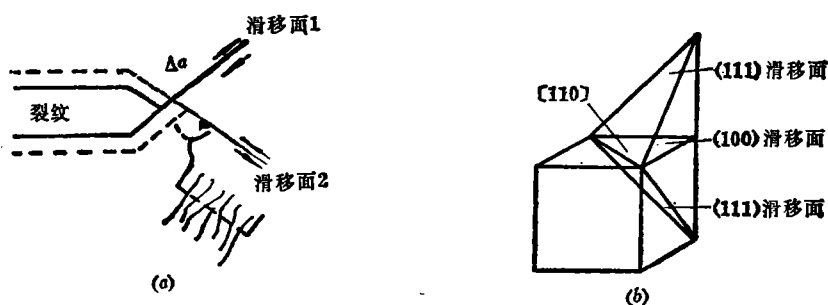
Table 1 Crystallographic orientations of facets on fracture surfaces

晶 格	合 金	层 错 能	滑 移 类 型	小 平 面 位 向
FCC	Al合金	高	波纹	{001}
	Ni合金	低	平面	{111}
	不锈钢	低	平面	{111}
BCC	Fe-3%Si	高	波纹	{001}
	β黄铜	低	平面	{011}±10°
HCP	Ti合金	高	波纹	{0001}±5°

由表1可以看出,对于高层错能,波纹状滑移的立方金属由于交滑移易于产生,将有利于沿立方面出现解理断裂。如某些体心立方金属,Fe-3%Si等,可以用Cottrell^[8]提出的断裂机制来描述,即

$$\frac{a}{2}(\bar{1}\bar{1}1) + \frac{a}{2}(111) \rightarrow a(001)$$

其他一些立方金属(Ni基合金、不锈钢和β黄铜等)由于低的层错能和平面滑移使上述位错交互作用难以产生,从而仅出现沿滑移面的解理^[7]。最近Lynch^[9]在分析疲劳裂纹初期扩展的机制中,认为裂纹沿{001}面和<110>方向的扩展是由于在裂纹尖端处相交的{111}面上交替滑移所造成的,见图2。

图2 裂纹尖端处相交{111}面的交替滑移造成沿{100}面和<110>方向的扩展示意图^[9]Fig. 2 Schematic diagram of {100} <110> propagation by alternative slip in two{111}planes at crack tip^[9]

在实际工程材料中,由于组织结构(第二相和夹杂物的形态和分布)、环境介质和应力状态等因素的影响,裂纹初期扩展的微观断面形态往往是多样化的。Gerberich与Moody^[10]在观察结构钢与钛合金的断面形态中,曾指出该两种材料的初期扩展微观断面可分为穿晶和沿晶两大类型并具有九种形态:(a)倾斜解理;(b)交替解理;(c)α/β相间开裂;(d)α/β区内α相解理;(e)硬基体中分叉晶间开裂;(f)软基体中分叉晶间开裂;(g)塑性晶间条纹;(h)质点造成晶界空洞和(i)晶间开裂的连接,见图3。前四种为穿晶类型,后五种为沿晶类型。

Freudental^[11]认为由于实际构件中存在着局部组织的不匀性和不连续性以及表面和内部存在着各种畸变,使疲劳裂纹扩展的微观机制,主要分为软金属反复滑移所产生的滑

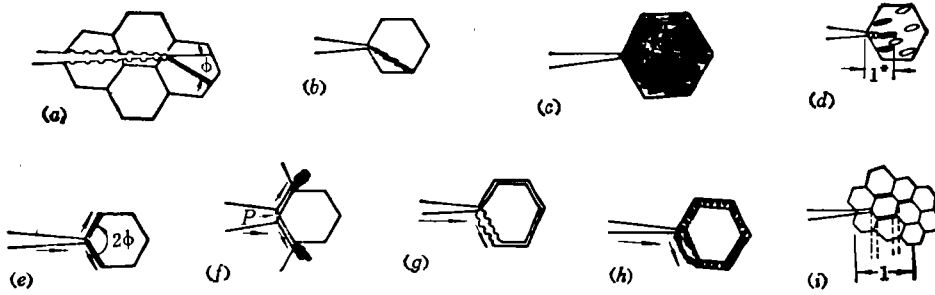


图3 疲劳裂纹初期扩展的微观断口形态^[10]

Fig.3 Types of microfractographs of fatigue crack propagation at initial stage^[10]

移面裂纹和高强合金中无滑移的剪切裂纹以及在中强度合金中两种机制的组合。

可以看出，在实际的工程构件和试样中，断口形态是多种多样的。但是它们也存在着一定的基本变化规律。欧阳杰^[12]根据大量的铝合金，结构钢和高温合金试样和零件的裂纹取向和断口分析，归纳为八种断裂形式，并认为这些断口可以基本上用“交替切变”机制和“交替撕裂—切变”机制来描述。作者^[2]从简单应力状态的分析认为，在裂纹扩展初期一般属于平面应力型的双向拉伸，这时，由于在滑移面上的切应力相互抵消和正应力相互叠加，将有利于出现小平面的解理断裂。

三、裂纹初期扩展的力学行为与门坎值

近年来为了节约能源、减少材料消耗、提高产品功能，在工程构件中难以避免地存在着缺口和应力集中区。特别是对一些构件，如发动机转子零件、齿轮、曲轴、压力容器等，往往承受着小量的低周大载荷（如启动与停车）和大量的高周低载荷，而且，这些零件在长期运行中周期检视较为困难，为此，这些零件要求具有安全裂纹扩展（或不扩展）的保证。从而在产品设计中已由“损伤容限设计”发展出一个新的重要分支，即“安全裂纹设计”^[13]。因此，对疲劳裂纹初期扩展的力学行为与门坎值的研究进一步为人们所重视。

1. 疲劳极限与裂纹扩展门坎值

图4(a)为带缺口试件中的应力-应变场和疲劳裂纹萌生与扩展区的示意图。由图可以看出，由于在裂纹尖端前方存在较大的塑性和弹性压应力场，使裂纹出现休止或以极低的速率扩展。图4(b)为光滑、缺口疲劳极限与疲劳门坎值应力的相互关系的示意图^[13]。

Lukas^[14]指出，目前具有三种疲劳极限值，即裂纹扩展门坎值 ($\Delta K_{I,th}$)，疲劳应力极限 (σ_e)，和疲劳塑性应变极限 ($\epsilon_{sp,e}$)。后两种疲劳极限存在着下列关系，即

$$\sigma_e = K \epsilon_{sp,e}^n \tag{1}$$

式中 K 与 n 为材料常数，疲劳门坎值与疲劳应力极限也存在着相互联系。假设 $K_{a,th}$ 为本门坎值，在对称应力循环下， $K_{a,th} = \Delta K_{I,th} / 2$ 。对于一穿透裂纹来说，我们得出，

$$K_{a,th} = 1.12 \sigma_e \sqrt{\pi a_e} \tag{2}$$

式中 a_e 为临界裂纹尺寸，当试样带有缺口时，

$$K_{a,th} = \sigma_{e,n} \sqrt{\pi a_e} F(a_e, K_I, \rho) \tag{3}$$

式中 σ_{e_n} 为缺口疲劳极限, K_t 为缺口应力集中系数, 而 ρ 为缺口半径。上述公式的近似关系式可以写为

$$\sigma_{e_n} = \frac{\sigma_e}{K_t} \left[1 + \frac{1.14}{\rho} \left(\frac{K_{a,b}}{\sigma_e} \right)^2 \right]^{1/2} \quad (4)$$

随着强度增加, σ_e 逐渐增加, $K_{a,b}$ 则降低, 括弧内第二项也将减小, σ_{e_n} 则接近于 σ_e/K_t 值。当 ΔK_{th} 已知时, 该简化式即可应用于工程实际中。

Smith^[15]最近 在疲劳极限与门坎值的一篇综合分析论文中, 提出了光滑、缺口疲劳极限与门坎值之间的相互关系。根据一般断裂力学 (LEFM) 公式, 门坎值 (ΔK_{th}) 是外加应力幅值 ($\Delta\sigma$) 与裂纹长度 (a) 的函数关系, 当裂纹开始成长时,

$$\Delta K_{th} = f \Delta\sigma \sqrt{\pi a} \quad (5)$$

式中 f 为几何尺寸的校正系数, 当一穿透裂纹由表面成长时,

$$K_I = 1.12 \Delta\sigma \sqrt{\pi a} \quad (6)$$

为了使裂纹不至于扩展, 必须

$$\Delta K_{th} \geq 1.12 \Delta\sigma \sqrt{\pi a} \quad (7)$$

由上述公式可以看出, 当裂纹长度很小时, 必须施加较大的应力幅值才可使裂纹成长。在图 5 中, 长裂纹门坎值 ΔK_{th} 可以用斜率为 $-1/2$ 的直线表示。即

$$a_0 = 0.25 \left[\frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_0} \right]^2 \quad (8)$$

对于软钢 ($\Delta K_{th} = 9.9$ 兆牛顿米^{-3/2}, $\Delta\sigma_0 = 240$ 兆牛顿米^{-1/2}) a_0 约为 0.2 毫米, 而对于硬化钢 ($\Delta K_{th} = 3.4$ 兆牛顿米^{-3/2}, $\Delta\sigma_0 = 670$ 兆牛顿米^{-1/2}), a_0 仅为 0.005 毫米。这就是为什么对高强度材料的表面质量要求高, 表面划痕将使疲劳寿命大为降低的原因, 因为划痕的存在将可能缩短甚至消除裂纹的萌生和初期扩展阶段。

同时也可以看出, 当裂纹长度小于 a_0 时, 建立在连续力学 (LEFM) 的一些公式已不再适用。此时裂纹扩展规律已与一般长裂纹下所观测到的有所不同, 见图 5 (b)。这一现象也被 Romaniv 等人^[16]最近发表的试验结果所证实。当裂纹长度超过其临界值 (a_0) 时,

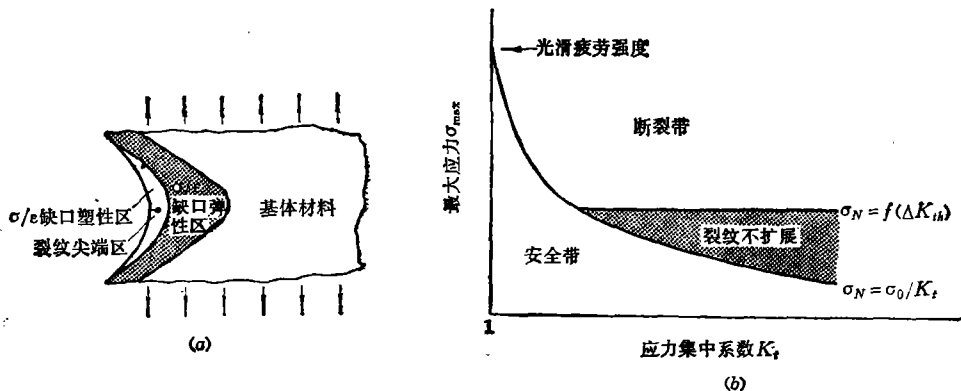


图 4 (a) 缺口试件中应力/应变场简图;

(b) 光滑、缺口疲劳极限与门坎值应力的相互关系示意图^[13]

Fig. 4 (a) Stress/strain field in a notched specimen and

(b) relationship of fatigue limit of plain-, notched specimens and threshold stress^[13]

ΔK_{th} 与裂纹长度无关, 他们还给出了短裂纹门坎值 (ΔK_{th}^s) 与长裂纹门坎值 (ΔK_{th}) 的关系式。

$$\Delta K_{th}^s = \Delta K_{th} \left(\frac{a'}{a_0} \right)^r \quad (9)$$

式中 r 为材料常数。

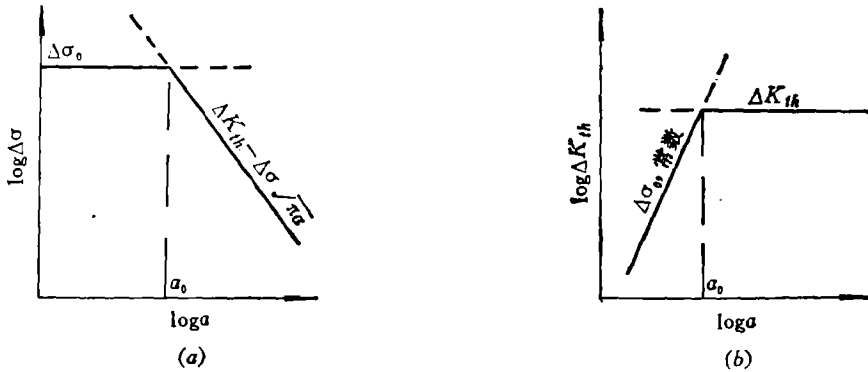


图5 (a)由光滑疲劳极限到长裂纹 ΔK_{th} 的转变及其(b)对测量门坎值的影响^[15]

Fig.5 (a) Transition from fatigue limit of a plain specimen to K_{th} of a long crack and (b) its effect on the measurement of threshold value^[15]

2. 短裂纹的扩展行为

Kitagawa 及其合作者^[17]也曾研究了带有表面微裂纹的不同强度水平的结构钢棒状试样的门坎值应力并得出如下的关系式

$$\Delta \sigma_{th} = \frac{\Delta K_{th}}{f(a) \sqrt{\pi a}} \quad (10)$$

式中 $f(a)$ 为与裂纹尺寸和试样几何形状有关的函数。

El Haddad 等人^[17,18]采用边缺口薄板 CSAG40-11 钢试样也进一步证实了这一现象。为了使 LEFM 断裂力学的方法有效, 他们引入了一个常数 l_0 加以修正。即

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi (a + l_0)} F \quad (11)$$

式中 F 为与试样几何尺寸有关的系数, 对于小的穿透裂纹, F 近似地等于 1。当 a 接近于零时, $l_0 \gg a$, $\Delta \sigma = \Delta \sigma_c$ 和 $\Delta K = \Delta K_{th}$ 。我们得到与公式 (8) 类似的关系式

$$l_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_c} \right)^2 \quad (12)$$

当考虑到对于接近表面裂纹采用 1.12 系数时, 公式 (8) 与 (12) 基本相符。将公式 (11) 代入上式, 我们就可以得到在任何裂纹长度时门坎值应力 ($\Delta \sigma_{th}$) 的一般公式

$$\Delta \sigma_{th} = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi (a + l_0)}} \quad (13)$$

图 6 示出 G40-11 钢的疲劳门坎应力与裂纹长度的关系曲线^[17]。可以看出, 当 $l_0 = 0.24$ 毫米时, 估算值与实验结果符合得很好, 对于 l_0 的物理意义目前还不清楚, 这可能与裂纹尖端应力-应变场的状态有关。

Topper 与 El Haddad^[18] 通过对缺口试样的疲劳裂纹初期扩展的分析, 对短裂纹扩展得出类似的公式

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{\Delta K_{th}}{K' \sqrt{\pi(l+l_0)}} \quad (14)$$

式中 K' 为弹性应力集中系数, l 为裂纹长度。上式可以写为,

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{F \Delta\sigma_e}{K'} \sqrt{\frac{l_0}{l+l_0}} \quad (15)$$

对于一个深度为 c 的中心或边缺口

$$K' = \sqrt{\frac{l+c}{l}} \quad (16)$$

当 l 接近于零时, K' 则接近于 $1.12 K_{r0}$ 。

由公式 (15) 与 (16) 可以得到

$$\Delta\sigma_{th} = F \Delta\sigma_e \sqrt{\frac{l}{l+c}} \sqrt{\frac{l_0}{l+l_0}} \quad (17)$$

假设 $\Delta\sigma_{th}$ 的最大值为 $\Delta\sigma_p$, 它将位于 $l_0 = \sqrt{cl_0}$, 则公式 (17) 简化为

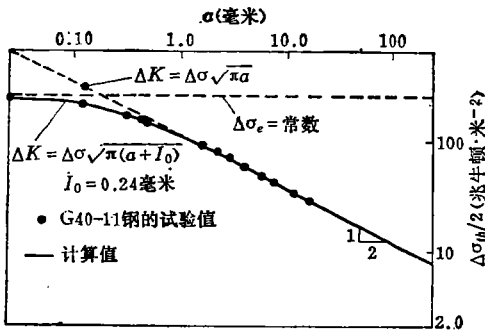


图6 G40-11钢的疲劳门槛应力与裂纹长度的关系曲线^[17]

Fig.6 Fatigue threshold stress versus crack length for a G40-11 steel^[17]

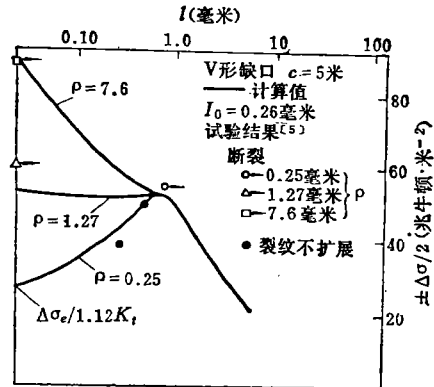


图7 不同缺口半径的试样的计算曲线与实验值的比较^[18]

Fig.7 Comparison of calculated curves with the experiment data^[18]

$$\Delta\sigma_p = \frac{F \Delta\sigma_e}{1 + \sqrt{c/l_0}} \quad (18)$$

图7 示出不同缺口半径 (ρ) 的试样由公式 (15) 与 (18) 的计算值与实验值的比较 (V 形缺口深度 $c = 5$ 毫米, $l_0 = 0.29$ 毫米)。

对于“尖缺口”, 裂纹起始应力

$$\Delta\sigma_i = \Delta\sigma_e / K_t \quad (19)$$

该应力将随着 l 的延伸而增加，直到最大值。

对于“钝缺口”，该应力将随着 l 的增加而降低（或等于其起始应力），即

$$K_t = 1 + 2\sqrt{c/\rho} \tag{20}$$

两种缺口的交界线为 $\rho_{cr} = 4l_0$ ，由公式 (20) 得到，

$$K_{t,cr} = 1 + 2\sqrt{c/\rho_{cr}} \tag{21}$$

则

$$c_{cr} = (K_{t,cr} - 1)^2 l_0 \tag{22}$$

图 8 示出由不同几何形状的缺口起始的短裂纹扩展行为^[18]。

Hudak Jr.^[48]通过对短裂纹扩展行为的分析，曾给出以下几点初步结论：

(1) 采用一般断裂力学分析方法 (LEFM)，短裂纹与长裂纹的扩展行为是不同的，其主要原因是由于一般连续力学的假设已不再适用；

(2) 短裂纹可以在低于用长裂纹所估算的裂纹尺寸和施加应力水平下成长；

(3) 短裂纹的成长速率高于长裂纹 $da/dN - \Delta K$ 数据所预测的成长速率；

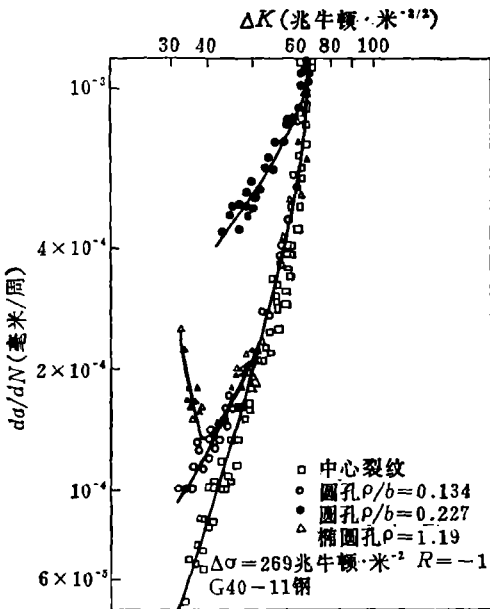


图 8 不同几何形状的缺口处启始的短裂纹扩展行为^[18]

Fig.8 Propagation behaviors of short cracks at notches with different geometry^[18]

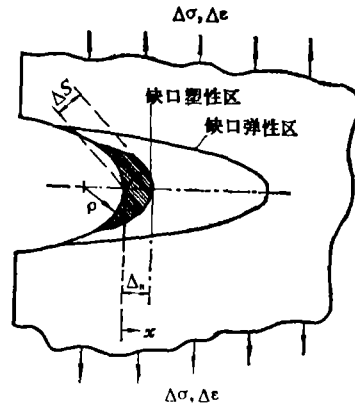


图 9 缺口根部的弹性和塑性应力-应变场^[21]

Fig.9 Elastic and plastic stress-strain field at the root of a notch^[21]

(4) 短裂纹的真实扩展行为应考虑在实际裂纹尺寸上加一个恒定的长度 l_0 。目前对 l_0 的物理意义还不了解，但用了它可以适当地测出短裂纹的门坎值及其扩展行为。

Miller 及其合作者^[20,21]曾对上述分析提出过疑议，认为引入的常数 l_0 的物理意义还不清楚，如一些短裂纹在低于 $\Delta\sigma_c$ 时的不同扩展行为还不能由公式 (11) 加以预测。此外， l_0 也不可能是一个常数，因为它与施加应力水平有关，为此，他们提出了一个以局部塑性切变模型来描述裂纹的萌生和早期扩展的模型，见图 9。图中 ΔS 为缺口塑性切位移，它是应力水平、周期、屈服强度和缺口形状尺寸的函数。

当一个裂纹进入塑性区时，裂纹尖端的剪切位移 $\langle\phi_s\rangle$ 可以认为来源于缺口塑性区所导致塑性切位移 $\langle\phi_p\rangle$ ，该切位移随着裂纹的深入塑性区而减小；此外还加上由于裂纹尖端的

奇异性产生的塑性变形 (ϕ_e) (可按照 LEFM 分析得出)。因此,

$$\phi_r = \phi_p + \phi_e \quad (23)$$

他们认为对裂纹萌生与扩展的 ϕ_r 临界值可为,

$$\phi_{r,cr} = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{2 E \Delta \sigma_{cy}}} \quad (24)$$

式中 $\Delta \sigma_{cy}$ 为循环屈服强度。当裂纹由一缺口处成长时, ϕ_p 的降低速率可能较 ϕ_e 为快, 从而出现 $\phi_r < \phi_{r,cr}$ 的情况, 见图 10 中 $|\phi|_{e2}$ 曲线, 这样就产生了非扩展裂纹。

总之对于疲劳裂纹初期短裂纹的扩展及其机制, 目前还处于发展阶段, 有待进一步开展实验工作和深入地理论分析。

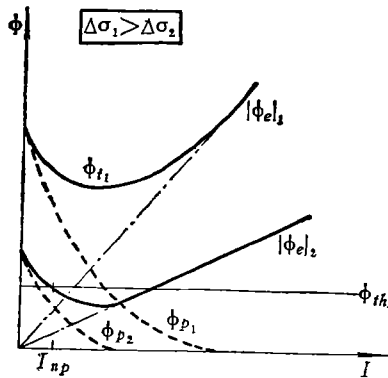


图 10 不同应力水平下缺口疲劳裂纹扩展的示意图⁽²¹⁾

Fig.10 Schematic of fatigue crack propagation behavior at a notch under various stress levels⁽²¹⁾

四、影响裂纹初期扩展的一些因素

1. 应力比的影响

在影响裂纹初期扩展行为和门坎值的因素中, 一般认为应力比 R 是其中一个重要因素⁽²²⁾。 R 的增加将造成初期扩展速率和门坎值的降低。

关于 R 比值或平均应力对较低扩展速率范围的 ΔK_{th} 值的影响, 一般以下式表示⁽²³⁾。

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th_0} (1 - R)^r \quad (25)$$

式中 r 为材料常数, ΔK_{th_0} 为 $R = 0$ 时的门坎值, 很明显上式仅适用于 R 为正值 的范围内。

Kaisand 与 Mowbray⁽²⁴⁾ 曾给出了与实验数据符合得较好的一般公式,

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th_0} f(R) \quad (26)$$

当 $R > 0$ 时,

$$f(R) = \left(\frac{1 - R}{1 + R} \right)^{1/2}$$

当 $R < 0$ 时,

$$f(R) = \left(\frac{1 - R}{1 + \frac{R}{3}} \right)^{1/2}$$

即在 R 为负值时, 他们假设在加载周期中, 仅有 $\frac{1}{3}$ 压缩部分的 R 值是对裂纹扩展起作用。

关于应力比 R 对裂纹初期 da/dN 与门坎值的影响曾经有过一些不同解释。Klesnil 与 Lukas^[26] 认为对于结构钢来说, 载荷经历是重要因素, 并指出 R 对门坎值的影响是由于裂纹尖端的塑性区的压缩应力所造成的。Schmidt 与 Paris^[28] 则采用裂纹闭合效应来解释 R 对门坎值的影响。

对于低的应力比, $K_{min} \leq K_{e1}$

$$K_{max} = K_{e1} + \Delta K_0 = \text{常数} \quad (27)$$

$$\Delta K_{th} = K_{max} - K_{min} = K_{max} (1 - R) \quad (28)$$

对于高的应力比, $K_{min} \geq K_{e1}$

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 = \text{常数} \quad (29)$$

$$K_{max} = \frac{\Delta K_{th}}{1 - R} = \frac{\Delta K_0}{1 - R} \quad (30)$$

以上关系曾在 2024-T3 铝合金、A533 钢和 T-1 钛合金中得到证实。实验结果指出, 加载频率对铝合金裂纹闭合应力强度因子 K_{e1} 和 ΔK_{th} 具有一定的影响。在低应力比下, 频率对 K_{max} 的影响不大^[27]。

Radon^[28] 在研究 BS-4360 低合金钢在接近门坎值范围的裂纹扩展过程中, 曾发现 R 的影响大小也与试样厚度有关。如对于较薄的试样 ($B = 12$ 毫米) 其影响较为显著, 而在厚度为 50 毫米的试样中, R 的影响不大, 这一现象可能与试样的应力状态和闭合效应有关。

此外, 预应变对不同 R 比值下碳钢的门坎值也具有不同的影响 (见图 11)。Blacktop 等人^[29] 认为在低的应力比下, 冷加工的影响可能与裂纹尖端的塑性区尺寸相联系, 同时也指出根据下列公式^[30]

$$\Delta K_{th} = E_{ef} \sqrt{2\pi\rho_{min}} \quad (31)$$

预应变将使式中 E_{ef} 减少, 从而使其门坎值下降。

2. 显微组织的影响

关于晶粒度对裂纹初期扩展行为与门坎值的影响, 迄今已发表了大量的实验数据和不少经验公式。如 Kitagawa 等人^[31] 在低强度合金钢的试验中, 曾发现 ΔK_{th} 与 σ_y 之间有下列关系

$$\Delta K_{th} = AE - B\sigma_y \quad (32)$$

式中 A, B 为实验常数。Beevers^[6] 在研究晶粒尺寸 (d) 对锰钢门坎值的影响时提出了下列经验公式

$$\Delta K_{th} = 3.8 + 1.4 \times 10^3 d^{1/2} \quad (33)$$

而

$$\sigma_y = 139 + 0.347 d^{-1/2} \quad (34)$$

Taira 等人^[32] 研究晶粒度对低碳钢门坎值的影响中指出 ΔK_{th} 随晶粒尺寸 ($d^{1/2}$) 的增大而增加, 并给出了有效门坎值 ($K_{eff,th}$) 与晶粒尺寸 $d^{1/2}$ 的计算公式,

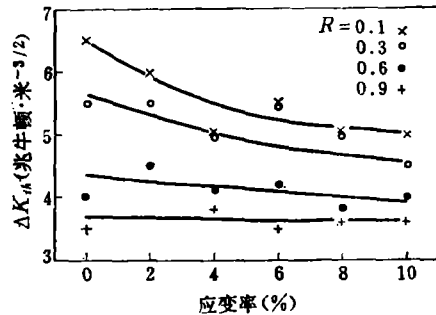


图 11 预应变对不同 R 比值下碳素钢 (0.1C-1.5Mn) 的 ΔK_{th} 值的影响^[29]
Fig. 11 Effect of prestrain on ΔK_{th} at different stress ratios, R , in a plain carbon steel (0.1C-1.5Mn)^[29]

$$\Delta K_{eff,h} = 0.19 + 1.96 \times 10^{-2} \sqrt{d} \quad (35)$$

式中 $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$ 。他们发现裂纹尖端滑移带区 ϵ_s 随晶粒尺寸 (d) 而增大, 即 $\epsilon_s = 0.51d$ 。不同晶粒尺寸的 $da/dN - \Delta K$ 曲线倘以 ΔK_{eff} 表示则接近于一曲线, 见图 12。

Gerberich 与 Moody^[10] 通过对不同强度水平的结构钢和钛合金的实验数据的分析, 也曾指出不同材料的 $\Delta K_{th}/E - d^{1/2}$ 变化曲线的斜率呈正数与负数两种类型, 如图 13 所示。

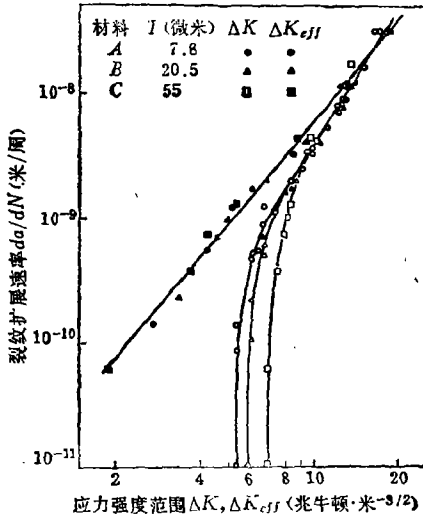


图 12 不同晶粒尺寸的低碳钢的 $da/dN - \Delta K$ 曲线^[82]

Fig. 12 The $da/dN - \Delta K$ curve for low carbon steel with various grain size^[82]

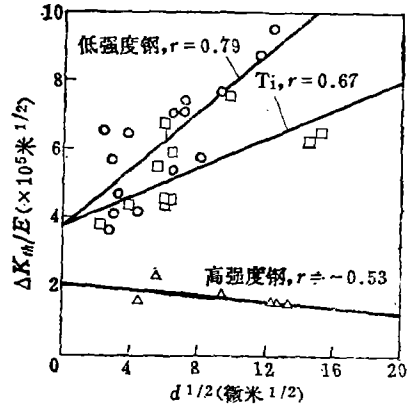


图 13 不同材料的 $\Delta K_{th}/E - d^{1/2}$ 变化曲线^[10]

Fig. 13 $\Delta K_{th}/E$ versus $d^{1/2}$ curves of various materials^[10]

由以上一些结果, 仅考虑晶粒尺寸是不够的, 还必须对其内部的显微组成及形态加以分析。顾海澄与 Knott^[83] 曾给出下列关系式

$$\Delta K_{th} = (\pi \rho^* / 2)^{1/2} \sigma_u f(R) \quad (36)$$

他们认为门坎值不仅与材料的拉伸强度 (σ_u) 有关, 并与其结构“间距”参数 (ρ^*) (即 Neuber 材料常数) 相联系。拉伸强度的增加往往带来结构间距参数的降低, 从而对某些钢在不同回火温度下可能出现一个 ΔK_{th} 的峰值。

关于多相合金方面 Masounave 等人^[84] 研究碳钢中不同铁素体 (α) 与珠光体 (p) 的疲劳裂纹扩展行为, 指出 ΔK_{th} 与显微组成中存在着如下关系,

$$\Delta K_{th_0} = f_a^2 \phi_\alpha + (1 - f_a^2) \phi_p \quad (37)$$

式中 f_a 为铁素体体积百分数; ϕ_α 、 ϕ_p 表征 α 与 p 对 ΔK_{th} 的作用函数式,

$$\phi_\alpha = \Delta K_\alpha + K_f d^{1/2} \quad (38)$$

$$\phi_p = \Delta K_p = \text{常数} \quad (39)$$

作者等人^[86] 在对不同等温处理后的高强度钢的门坎值测定中, 发现 ΔK_{th} 与显微组间的函数关系可近似地以下列经验式表示

$$\Delta K_{th} = 1.95 f_M + 7.53 f_B + 14.1 f_A \quad (40)$$

式中 f_M 、 f_B 与 f_A 分别为回火马氏体、贝茵体与残余奥氏体的体积百分数, 由上式可以看

出不同显微组成对 ΔK_{th} 的贡献是不同的, 即 $M:B:A$ 约等于 $1:4:7$ 。这一估计与 Schwalbe^[36] 关于 4340 钢中 10% 残余奥氏体对塑性变形功的贡献大致相当。此外, 通过对喷丸试样表面层的晶格畸变, 位错密度、残余应力与显微硬度的测定, 发现表面层结构也显著地影响疲劳裂纹扩展及其门坎值^[36,37]。

Brown 和 Smith^[38] 在研究显微组织与晶体择优取向对 Ti-6Al-4V 的门坎值的影响中, 他们发现含有残余 β 相的 α 等轴组织的合金, ΔK_{th} 与 \sqrt{GS} 的对应关系不象低强度钢那样明显。但是垂直于 (0001) 面的 $T-L$ 试样与平行于 (0001) 面的 $L-T$ 试样具有不同的裂纹初期扩展行为, 后者在 $\Delta K \approx 3.5$ 兆牛顿米^{-3/2} 时仍未发现有裂纹扩展门坎值。

从以上列举的一些试验结果来看, 显微组织对裂纹初期扩展及门坎值的影响是错综复杂的、对这些现象曾经有过一些解释。一般认为这是与反转塑性区尺寸 (r_y) 密切相关的,

$$r_y = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{\Delta K}{\sigma_y} \right)^2 \quad (41)$$

r_y 与显微结构的相对尺寸是影响裂纹初期扩展与门坎值的一个重要因素。

Irving 与 Beevers^[39] 在研究钛合金 Ti-6Al-4V 的显微组织对疲劳裂纹扩展的影响时曾认为当塑性区大小达到显微结构尺寸时, 裂纹成长将由结构不敏感达到结构敏感。Kao 与 Byrne^[40] 也指出在珠光体钢中渗碳体间距是最小的显微结构单位, 它们对钢的疲劳裂纹扩展是起主导作用的, 而原始奥氏体晶粒度和其它晶界对近门坎值范围的裂纹扩展的影响是属于第二位的。再者, 片间距决定了裂纹前缘扩展位移的自由平均距离, 片间距的减少限制了裂纹前缘的位移, 从而减缓了其扩展速率, 这一影响在近门坎值范围内将更为显著。

3. 环境介质的影响

在所有的影响因素中, 环境介质的影响是当前引人注目而又是十分复杂的课题。过去由于缺乏裂纹初期扩展的实验数据, 往往应用了在裂纹扩展中、后期的一些机制 (如金属的溶解和氢脆等) 加以解释。最近 Ritchie^[41] 根据大量合金钢和高强度钢的实验结果, 在环境介质对裂纹扩展初期和门坎值范围内行为的影响方面, 归纳出以下几点:

(1) 其影响主要发生在低的应力比的条件下;

(2) 与实验室空气中的结果相比, 干燥的惰性气氛使 da/dN 加速, 而在水中则出现减速;

(3) 对于高强度钢来说, 在干燥氢气中的扩展速率较在实验室空气中为低。

图 14 示出 $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 贝氏体钢在潮湿空气和干燥氢气环境中在不同应力比与频率下裂纹的扩展行为, 可以看出氢气对裂纹扩展的作用出现在两个范围, 即在中等速率 ($da/dN \sim 10^{-8}$ 毫米/周) 和门坎值附近 ($da/dN < 10^{-6}$ 毫米/周)^[41]。

环境对高强度钢 300M 裂纹扩展的影响稍有不同, 见图 15。在高于 10^{-6} 毫米/周的速率时, 氢造成加速 ($f = 5$ 赫兹), 在低于 $\sim 10^{-6}$ 毫米/周时, 干燥氢使裂纹初期扩展速率降低了 16%^[42], 这种减缓现象也在其它高强度转子钢中出现^[44]。我们在高强度钢的盐雾试验中也观察到这种减缓现象。有干燥氢气对结构钢裂纹扩展行为的作用示意图见图 16。

关于环境介质对裂纹初期扩展的作用机制大致可分为两大类, 即氢脆模型与裂纹闭合模型。前者虽然成功地描述了疲劳裂纹在中等或较高扩展速率下的行为, 但是根据上述一

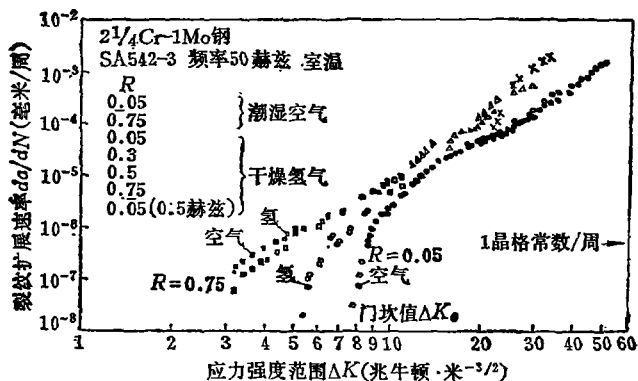


图14 SA542-3贝氏体钢在潮湿空气与干燥氢气中疲劳裂纹的扩展行为^{〔41〕}
 Fig.14 Fatigue crack propagation behavior in moist air and dry hydrogen for a bainitic SA542-3 steel^{〔41〕}

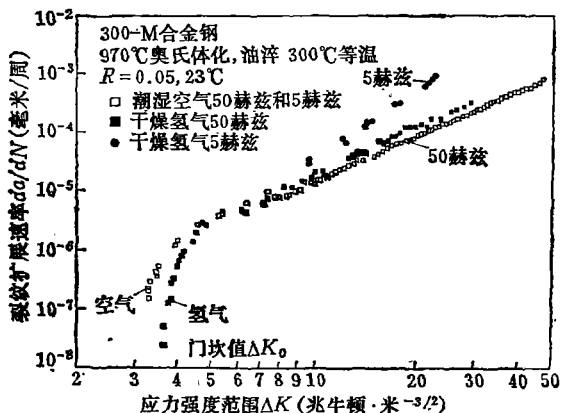


图15 300M高强度钢 (300℃回火) 在空气和干氢中疲劳裂纹扩展行为^{〔1〕}
 Fig.15 Fatigue crack propagation behavior in moist air and dry hydrogen for a high strength 300-M steel (300℃ temper)^{〔1〕}

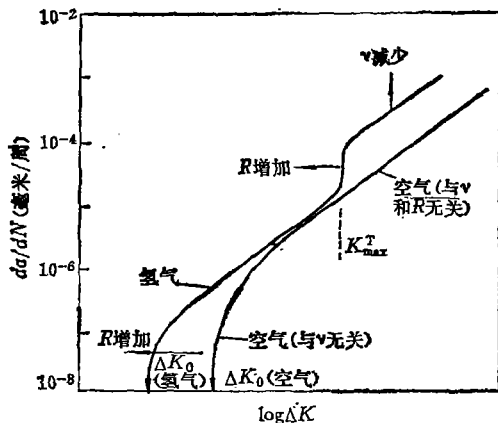


图16 干燥氢气对低强度合金钢疲劳裂纹扩展的影响示意图^{〔1〕}
 Fig.16 Schematic diagram of the effect of dry gaseous hydrogen on fatigue crack propagation in low strength steels^{〔1〕}

些实验结果明显地看出尚有另一种机制在起作用，为此，以下着重讨论裂纹闭合模型。

近两年来，Ritchie 及其合作者^(1,46)根据大量环境介质对合金钢和高强度钢的影响的实验结果，提出了产生裂纹闭合效应的两种模型，即“氧化物诱发”和“粗糙度诱发”闭合模型。两种模型的示意图示于图 17。前一种是由于氧化物堆积造成裂纹提前闭合，后者是由于断口的粗糙度加上第二类剪切位移所造成的。显然，塑性变形产生的闭合将使氧化膜被破碎和压实并产生了一些新鲜表面，从而使氧化膜增厚。他们发现 $4\frac{1}{4}$ -Cr-2Mo 钢在门坎值附近的氧化膜 (Fe_2O_3) 可达 0.2 毫米³，约为中、高速率扩展区的二十倍，而在干氢中的腐蚀产物的厚度仅有 50~150 Å。在高的应力比下，第 I 类位移将导致“腐蚀-氧化”。使氧化层厚度大为减小，图 18 示出采用 Auger 谱仪测出上述两种钢的氧化层的厚度与裂纹长度和 da/dN 的变化曲线。

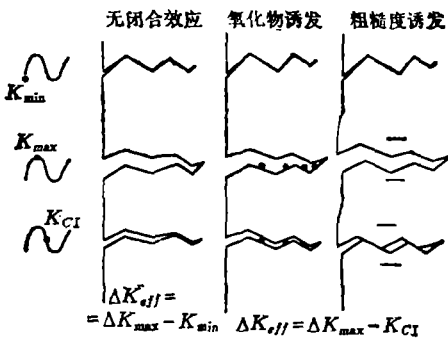


图 17 接近门坎值时疲劳裂纹闭合机制示意图⁽¹⁾

Fig. 17 Schematic of the mechanism for near-threshold fatigue crack propagation⁽¹⁾

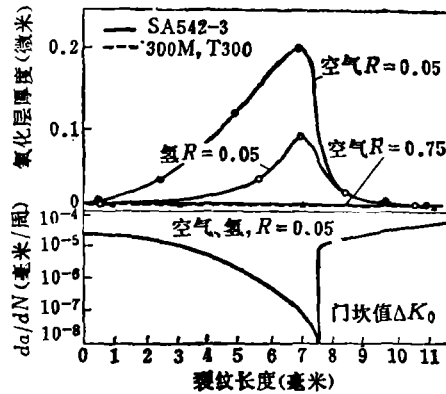


图 18 采用 Auger 谱仪测定 $2\frac{1}{4}$ -Cr-1Mo 和 300M 钢中的氧化层厚度与裂纹长度和 da/dN 的关系⁽⁴²⁾

Fig. 18 Auger measurements of crack flank oxide thickness in $2\frac{1}{4}$ -Cr-1Mo and 300-M steels as a function of crack length and da/dN ⁽⁴²⁾

Suresh 等人⁽⁴⁵⁾还推导了一个裂纹闭合应力强度因子， K_{o1} 的计算公式

$$K_{o1}|_{x=0} = \frac{dE}{4\sqrt{\pi l}(1-\nu^2)} \quad (42)$$

式中 d 为氧化层的最大厚度， $2l$ 为最大厚度点到裂纹尖端的距离， $E/(1-\nu^2)$ 为平面应变状态下的有效弹性模量，采用公式 (42) 得出的计算值与实验值大致相符。

图 19 示出 $2\frac{1}{4}$ -Cr-1Mo 钢在大气、氢、氮和水中一些实验数据所绘制的氧化层最大厚度和裂纹张开位移 (CTOD) 的 1:1 的对应关系，因此，粗大的显微组织或高的夹杂物含量，将可能产生粗糙的或小平面的断口表面并促进“粗糙度诱发”闭合的发生。这一结果与前人所报导的在门坎值附近裂纹扩展中，粗大的 α 钛组织的断口表面呈现着较大的“不配合度”的观察结果是相符的⁽⁴⁶⁾。

以上仅讨论了有关裂纹初期扩展行为的一些主要因素，实际上其它一些因素，如加载

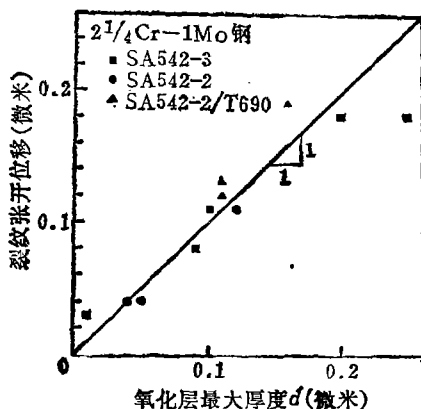


图19 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo钢在空气、氢、氦和水中的氧化层最大厚度与
裂纹张开位移 (CTOD) 的 1:1 对应关系^[1]

Fig.19 Showing the 1:1 correspondence of maximum oxide thickness with crack tip opening displacement (CTOD) for $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel in air, hydrogen, helium and water^[1]

经历、频率、振幅、载荷类型、测试方法等以及各种因素的综合作用也必须加以认真考虑。由于篇幅所限，未能一一列举，可参阅一些近期发表的综合评述文献〔1、2、47、48〕。

五、结 束 语

本文对近年来金属疲劳裂纹扩展行为与疲劳门槛值的研究结果进行了简要的回顾，对裂纹初期扩展过程的微观特征、力学行为及其主要影响因素作了一些分析和讨论。由于在近门槛值范围内裂纹扩展是结构敏感的，以及受到环境（介质、温度）、加载条件和检测方法等因素的显著影响，因此，对现有发表的实验结果和数据需要进行认真地判别和分析。例如，大气中的湿度对某些材料（如结构钢等）有着强烈的影响。在对裂纹初期扩展速率和门槛值的测定及其在工程的应用中，必须认真考虑到一些重要影响因素及其综合作用。在实验方案设计方面也要充分结合产品的使用条件，如环境、温度、应力比等，找出其既定条件下的特征与规律。同时也应采用宏观与微观相结合，材料、工艺与结构相结合，找出其一般规律以及发展断裂力学的应用和探索提高材料与构件疲劳性能的途径等，使之卓有成效地指导产品设计、科学研究和生产实践，更好地为国民经济建设服务。

本报告在整理过程中，得到刘才穆、张诗捷、欧阳杰、袁高鸣及情报室一些同志的大力协助，特此致谢。

参 考 文 献

- 〔1〕 Ritchie, R.O., A paper presented at Intern. Symp. on Fatigue Thresholds, Stockholm, (1981).
- 〔2〕 颜鸣皋, “金属疲劳裂纹扩展规律及其微观机制,” HK 80075, CAE, (1980).
- 〔3〕 Forsyth, P.J.E., Proc. Roy. Soc., A242, (1975), 198.
- 〔4〕 Hertzberg, R.W. and Mills, W.J., ASTM STP 600, (1976), 220.
- 〔5〕 Bevers, C.J., Metals Science, Aug/Sept., (1977), 362.
- 〔6〕 Gell, M. and Leverant, G.R., Acta Met., 16, (1968), 553.

- [7] Yan, Minggao (颜鸣皋) and Wang, Zongguang (王中光), Proc. 1st China-USA Bilateral Metall. conf., Beijing, (1981), 354.
- [8] Cottrell, A. H., Trans. AIME, 44, (1958), 192.
- [9] Lynch, S. P., ASTM STP 675, (1979), 174.
- [10] Gerberich, W. W. and Moody, N. R., ASTM STP 675, (1979), 292.
- [11] Freudental, A. M., Eng. Frac. Mech., 6, (1974), 775.
- [12] 欧阳杰, 航空材料, (1978), № 4.
- [13] Wanhill, R. J. H., Proc. Intern. Symp. on Fatigue Thresholds, Stockholm, (1981), Vol. 1, № 3.
- [14] Lukas, P., 同上, Vol. 1, № 10.
- [15] Smith, R. A., 同上, Vol. 2, № 29.
- [16] Romaniv, O. N. et al, 同上, Vol. 3, № 45.
- [17] Kitagawa, H. and Takahashi, S., Proc. ICM-2, ASM, Cleveland, (1967), 627.
- [18] El Haddad, M. H. et al, J. Eng. Met. Tech., ASME, 101, (1979), 42; Intern. J. Frac., 16, (1980), 415.
- [19] Topper, T. H. and El Haddad, M. H., Proc. Intern. Symp. on Fatigue Thresholds, Stockholm, (1981), Vol. 1, № 7.
- [20] Hommouda, M. M. and Miller, K. J., ASTM STP 668, (1979), 703.
- [21] Hommouda, M. M., Smith, R. A. and Miller, K. J., Fat. Engng. Mater. Struct., 2, (1979), 139.
- [22] Bathies et al, 同上, 4, (1981), 1.
- [23] Klesnil, M. and Lukas, P., Mater. Sci. Engng., 9, (1972), 231.
- [24] Kaisand, L. R. and Mowbray, D. F., J. Testing and Evaluation, 7, (1979), 270.
- [25] Klesnil, M. and Lukas, P., Eng. Frac. Mech., 4, (1972), 77.
- [26] Schmidt, R. A. and Paris, P. C., ASTM STP 536, (1973), 79.
- [27] Nelson, D. V., Experimental Mech. 17/2, (1977), 41.
- [28] Radon, J. C., Proc. Intern. Symp. on Fatigue Thresholds, Stockholm, (1981) Vol. 1, № 4.
- [29] Blocktop, J. et al, 同上, Vol. 2, № 35.
- [30] Yu, Chonghua (于崇华) and Yan, Minggao (颜鸣皋), Fat. Engng. Mater. Struct., 3, (1980), 189.
- [31] Kitagawa, H., Nishitani, H. and Matsumets, J., Proc. ICF-3, V-4 (1977).
- [32] Taira, S. et al, ASTM STP 675, (1979), 135.
- [33] Gu, Haicheng (顾海澄) and Knott, J. F., Proc. Intern. Symp. on Fatigue Threshold, Stockholm, (1981), Vol. 2, № 30.
- [34] Masounave, J. and Bailon, Proc. ICM-2, Boston, (1976), 513.
- [35] Yan, Minggao (颜鸣皋), Gu Mingda (顾明达) and Liu, Caimu (刘才穆), Proc. Intern. Symp. on Fatigue Thresholds, Stockholm, (1981). Vol. 2, № 23.
- [36] Schwalbe, K. H., Engng. Frac. Mech., 9, (1977), 795.
- [37] Wang, Renzhi (王仁智), Li, Xiangbin (李向斌), Tan, Yonggui (谭永贵) and Yan, Minggao (颜鸣皋), Proc. 1st Intern. Conf. on Shot-peening, France, (1981).
- [38] Brown, C. W. and Smith, G. C. Proc. Intern. Symp. on Fatigue Thresholds, Stockholm, (1981), Vol. 1, № 16.
- [39] Irving, P. E. and Beevers, C. J., Mater. Sci. Engng., 14, (1974), 229.
- [40] Kao, P. W. and Byrne, J. G., Proc. Intern. Symp. on Fatigue Thresholds, Stockholm, (1981), Vol. 2, № 22.
- [41] Suresh, S., Zamiski, G. F. and Ritchie, R. O., Met. Trans., A12, (1981).
- [42] Toplosky, J. and Ritchie, K. O., Scripta Metallurgica, 15, (1981).
- [43] Stewart, A. T., Eng. Frac. Mech., 13, (1980), 463.
- [44] Liaw, P. K., Hudak, S. J. and Donald, J. K., Proc. 14th Nat. Symp. Frac. Mech., U. C. L. A., ASTM, (1981).
- [45] Suresh, S., Parks, D. M. and Ritchie, R. O., A Paper Presented at Intern. Symp. on Fatigue Thresholds, Stockholm, (1981).
- [46] Walker, N. and Beevers, C. J., Fatigue Engng. Mater. Struct., 1, (1979), 135.
- [47] Blom, A. F., 航空材料 (专刊), 2 (1982). № 1, 65.
- [48] Hudak Jr., S. J., Trans. ASME, J. Eng. Met. Tech., 103, (1981), 27.

STUDY ON CHARACTERISTICS OF FATIGUE CRACK PROPAGATION AT NEAR- THRESHOLD RANGE AND ITS AFFECTING FACTORS

Yan Minggao

(Beijing Aeronautical Material Institute)

Abstract

This paper presents a review of the characteristics and mechanisms of fatigue crack propagation (FCP) at near-threshold range in various metals and alloys.

Experimental results from a series of microfractographic analysis of specimens and structures indicated that a type of crystallographic fracture, facets or river patterns, occurs predominantly at near-threshold range. A correlation of the orientation of facets for different metals and alloys with lattice structures, SFS and modes of slip was described.

In this paper, the relation between the fatigue limits of plain- and notched-specimens and fatigue thresholds together with the mechanism of FCP behaviors in short cracks was evaluated. The crack propagation behaviors in short cracks can be generally expressed as,

$$\Delta K_{th} = f(a) \Delta \sigma_{th} \sqrt{\pi a}$$

where $f(a)$ is a function of the crack length and specimen geometry.

The influence of stress ratio, microstructure and environment on fatigue crack propagation behaviors at near-threshold range was also reviewed. It is suggested that the concept of "oxide-induced" and "roughness-induced" crack closure may be useful for explaining the effect of the above mentioned factors on FCP behaviors at near-threshold level in structural materials.