

说 明

国外近十多年来，断裂力学在飞机设计中的应用已取得了较大的进展，它为破损安全设计和安全“裂纹扩展”寿命设计提供了可靠的依据。如美帝空军相应制订出一套考虑断裂控制的新标准、新规范和新技术条件。这些新规范和新标准不但已应用于F-15和B-1这样的飞机结构，而且对现有飞机，如F-111、C-5A、F-100和C-100等结构进行修改与分析。其中尤其是对F-111飞机的左机翼枢轴D6AC材料锻造裂纹的漏检引起坠毁事故所进行的验证试验，使断裂力学已可靠地应用于F-111试验计划，对高强度钢出现给定裂纹时的剩余强度和使用条件下的裂纹扩展作了大量研究，为此它为确保飞机结构的耐久与安全提供了依据。

国内近年来已对断裂力学工作开始关注，现针对断裂力学在疲劳方面的应用，我们选译了两篇文章，供有关同志参考。

第一篇是D. Walton和E. G. Ellison的“疲劳裂纹的起始和扩展”，它比较综合性地概述了国外近几年来在这方面工作的进展情况。第二篇是C. E. Feddersen和W. S. Hyler的“7075—T7351铝合金薄板和板材的断裂和疲劳裂纹扩展特性”，它针对7075—T7351铝壁板较全面地介绍了断裂及疲劳裂纹扩展的试验研究的全貌，其中包括试验装置、测试手段以及数据的分析和处理，并在此基础上提出了壁板的剩余强度及剩余寿命的工程估算方法，具有一定的实用价值。本文作者亦是MCIC-HB-1损伤容限数据手册第一辑中的主编之一。

由于我们的水平有限加之时间短促，翻译中一定存在不少的错误和缺点，希同志们给予批评指正。

目 录

疲劳裂纹的起始和扩展 (1)

7075-T7351 铝合金薄板和板材的断裂和疲劳裂纹

扩展特性 (30)

疲劳裂纹的起始和扩展

D. Walton和E.G. Ellison

(英国Bristol大学, 机械工程系)

摘 要

疲劳过程可以认为是由超显微形态的周期滑移和裂纹起始逐步发展成一个裂纹, 再经过宏观裂纹的扩展阶段达到最后断裂。试验数据表明, 每种形态对全疲劳寿命的重要意义, 主要取决于循环应力的振幅, 并通过对裂纹起始与扩展期的研究, 可以取得较基本的了解。

许多新近的研究, 都致力于在低的中等的应力下, 探索裂纹成长与裂纹扩展的形态, 并提出了各种经验分析的模型, 而应力强度因子在一个宽的成长速率范围内, 得到很好的对应关系。

本文评论的以下各节中, 重点放在高应变低循环疲劳领域内和在焊接构件中的裂纹扩展方面, 其中很大一部分疲劳寿命是耗费在裂纹扩展上。某些环境因素(如高温与腐蚀)的影响, 也引起了人们的注意, 这在许多工程应用中是存在的, 并往往导致过早的裂纹起始和加速裂纹的成长。

符 号 表

A、B、C、M = 从属于材料的常数

a = 当时的半裂纹长度

a_0 = 起始的半裂纹长度

E = 杨氏模量

E_w = 加工硬化模量

G = 切变模量

K = 应力强度因子(见附录 I)

k = Boltzman 常数

N = 循环数

N_i = 裂纹起始的循环数

N_f = 至破断的循环数

R = 应力比 ($\sigma_{\text{最小}}/\sigma_{\text{最大}}$)

r_p = 范性区尺寸

T = 温度

U = 范性滞后能或疲劳韧性

τ_o = 施加的切变应力

γ = 切变应变

σ_0 = 施加的拉伸应力
 σ_1 = 范性流变应力
 σ_r = 屈服应力
 σ_f = 断裂应力
 $\Delta\sigma$ = 施加的应力范围
 ε_e = 弹性应变
 ε_p = 范性应变
 ε_T = 总应变 ($\varepsilon_T = \varepsilon_e + \varepsilon_p$)
 ε_r = 屈服应变
 $\Delta\varepsilon$ = 应变范围
 $\dot{\varepsilon}$ = 应变速率
 K = 表面能
 $\psi(\chi)$ = 范性位移 (见参考文献26)
 ν = 波桑比
 $\alpha = (1 - \nu)$ 平面应变; $\alpha = 1$ 平面应力
 r, θ = 径向与角坐标
 x, y, z = 坐标轴

I 前 言

疲劳是一个复杂的现象,包含着微观的流变过程和宏观的裂纹扩展,为了建立适用的设计准则,必须进行某些简化的假设和近似的估算。关于在应力刚超过疲劳极限产生疲劳断裂的规律已经完善地建立,一般是以达到断裂的S/N曲线为基础的。在零件整个使用寿命期内,采用定期的检查制度,可以及早发现裂纹,以确保格外安全。

在现代的许多应用中,零件承受的循环应力远远超过疲劳极限,以致经常处于过早裂纹起始的状态;这种情况特别在动力设备中常见,许多零件的寿命消耗在裂纹扩展而不是裂纹起始上,现在的设计方法已不适用了。因此,较适用的设计准则,是要确定裂纹起始期和随后的裂纹扩展速率。为了制定这些准则,就需要对裂纹起始和裂纹扩展期进行分别研究。为此目的,近年来主要在中等循环应力下造成裂纹扩展方面,进行了大量的试验研究。这些试验的一般结论表明:在中等寿命范围($10^4 < N_f < 10^6$),弹性分析对裂纹附近的应力场,作了适当的描述。但是在较短寿命时($N_f < 10^4$),由于在裂纹尖端附近的范性与应力集中相互作用,产生了显著的应力再分配;在这种情况下,一般认为最适当地描述,以总的或范性的应变范围,作为裂纹前缘损伤状况的参数。当零件在严酷的环境条件下经受循环载荷时,将产生额外的复杂性。在这种条件下的试验证明,特别在高温下疲劳与蠕变的交互作用,以及腐蚀对裂纹的起始和扩展方面,都有着显著的影响。

另外近来考虑到焊接构件的裂纹扩展特点,是由于目前一般认为在这种构件中,产生的疲劳断裂,主要是由早已存在的缺陷的扩展所造成的。

在这方面的一般评述较少,仅有几篇讨论裂纹成长的某些形态的文章^[1~5]。作者在本评论中试图广泛地包括有关预测裂纹行为的一些工程方面的情况,并强调在这一领域内还需要作进一步的研究工作。文中也提到一些冶金因素,但是有关显微结构方面更多的资料,读

者可参考Plumbridge和Ryder的文章^[5]。由于考虑到许多变数(如温度和腐蚀)之间的交互作用,需要交替地参考某一节到另一节。

II 疲劳裂纹的起始

在这一领域内主要困难之一,是如何精确地规定一个疲劳裂纹的构成。承受循环载荷的试样表面的金相观察,如Forsyth^[6]和Wood^[7]的工作表明,在循环寿命初期就形成了滑移带和微观裂纹。但是这一形变程度,超出了实际检验设备的分辨能力,从而通常采用另一种限定。Manson^[8]提出了一种实用的限定“工程尺寸裂纹”的概念,采用结合他的“通用斜率”(universal slopes)方法来估算不同材料的疲劳寿命。Manson对一个裂纹起始的标准深度定为0.076毫米(0.003吋),采用较低的放大倍数(30倍以下)即可测出。

在工程构件中,通常存在着局部的“应力增值区”(stress-raiser),对此需要加以研究。虽然在疲劳载荷下,孔洞与一般缺口的影响曾进行了大量的分析和光弹性的研究,当存在严重的“应力增值区”时,由于缺口根部产生不同程度的范性区,使情况更加复杂化。Pearson^[9]目前正在计划一个有这种缺口时的有关裂纹起始的试验研究。

1. 低循环应力下的疲劳裂纹的起始

低循环应力下的疲劳裂纹起始机理,基本上属于一种晶粒内处于最大切应力有利位向的滑移带的强化作用。形变主要是限制在自由表面上并发展成为“挤入区”(intrusion),最后沿着这些切变带出现裂纹。在某些材料(如铝合金^[6]与铜^[10])中,在这种切变初期曾发现有金属被挤出。该挤出物(extrusion)一般的长度小于20微米,并通常在寿命的初期(<100循环)产生。这种机理也在裂纹扩展的初期看到,并将在第III节中作进一步讨论。

2. 高循环应力下的疲劳裂纹的起始

在较高的循环应力下,曾发现裂纹起始在滑移带强化以前,并经常发生在滑移线与晶界交叉点上所出现的L型的核心处。Laird和Smith^[11]曾经对疲劳寿命小于 10^5 循环的铝、镍、和铜中的疲劳裂纹的形核与扩展进行了研究,发现在 $10^4 \sim 10^5$ 循环时存在着一个过渡区。在寿命小于 10^4 循环时,裂纹起始于晶界上;当寿命为 10^5 时,则发生在穿晶的切变带处。此外,根据Kemsley^[12],Porter和Levy^[13]的发现,Laird和Smith观察到在较高循环载荷下,裂纹起始区附近出现局部的表面绉纹。这种表面绉纹,是由于在拉伸时表面有局部的延伸(一般在晶界处伴随着有应变的不连续性)所造成的,在压缩时不再恢复只是变得更深了。Laird和Krause^[14]对这种范性不稳定性进行了理想化,他们采用一些几何假设,提出一种描述光滑圆柱试样的裂纹起始寿命的模型。在一些粘土质(Plasticine)试样的各种假设和测量结果表明:疲劳裂纹起始寿命(N_i)是与范性应变范围的指数方(在-1.0到-2.0之间)成正比。参照铝、镍和铜的早期结果,最现实的模型(图1)可以列为:

$$N_i = C \Delta \epsilon_p^{-1.46} \quad (1)$$

3. 显微组织的影响

关于材料的晶粒大小对疲劳行为的影响,曾进行过一些试验研究^[15~18],这些主要由低循环应力下进行的试验得出的一般结论是:增加晶粒尺寸造成裂纹起始寿命的显著降低。产

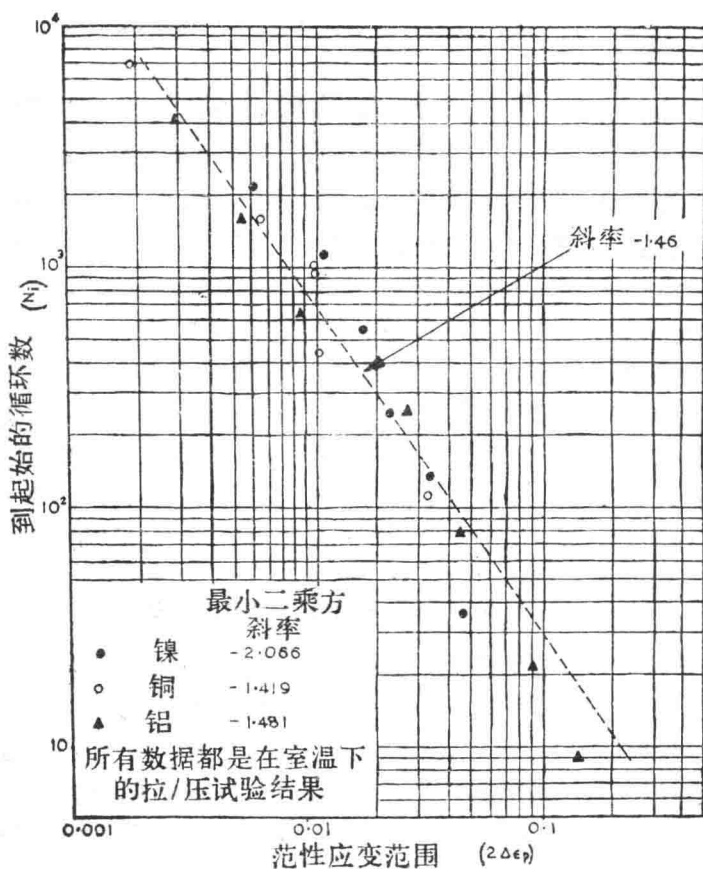


图1 铝、铜和镍试样中的裂纹起始^[14]

生这一降低的主要原因是提高了处于最大切应力有利位向的晶粒所产生的滑移带的最大尺寸。相反地，过去在描述低循环范围对裂纹起始的争论，曾认为增加晶粒尺寸，提高了表面织纹的间距，从而延长了裂纹起始的期限。可以设想，这一效应将部分地被由穿晶到晶间断裂的过渡区向低循环一端的位移所抵消。不足的是，在这一领域内只进行了少量的定量工作。最近，Thompson^[149]在晶界和孪晶界对疲劳裂纹的作用方面提出过一个有趣的讨论。

4. 环境的影响

Broom和Nicholson^[19]根据铝在空气和真空中的间断试验，推论出裂纹起始寿命受到腐蚀环境的影响。可是Bennett^[20]由他的工作得出的结论是：环境主要是对扩展速率有影响，对其起始阶段则基本上保持不变。这些结果相互矛盾的原因，正如Laird和Smith^[11]，Bradshaw和Wheeler^[21]的工作所指出，他们基本上同意Bennett的结论，即只影响到成长的起始阶段。Laird和Smith进一步限定了第I阶段裂纹成长的灵敏度，其中裂纹延伸受到沿着滑移线上位错移动的控制。这一结论进一步证实了以后讨论的有关环境成长理论〔第Ⅲ节5(a)〕，该理论包括腐蚀破坏了原子结合键，由于这一机理将加速位错的流变。

虽然与时间有关的蠕变变形方面，在恒定载荷和温度超过材料熔点之半的条件下，曾进行了较全面的研究，但是有关蠕变对疲劳裂纹起始与成长的交互作用，直到最近才进行过一

些试验。Wood和Nine^[22]发现铜在400°C (673°K) 与循环载荷下, 出现晶间开裂, 而在室温下则全部是穿晶的。Ellison和Sullivan^[23]发现镍基合金Udimet700在760°C (1033°K) 下试验时, 附加上小的循环应力, 将造成蠕变断裂寿命的大量减少。根据金相观察, 他们认为这一减少主要是由于在试样寿命的初期产生的晶间蠕变裂纹的晶内扩展。Manson^[24]考虑到这一事实, 并用他们对钴基合金L-605和耐热钢A 286在649°C (922°K) 下的观察结果表明, 在蠕变范围内, 晶间开裂基本上越过了疲劳裂纹的起始期限, 这一假设加上在亚蠕变 (sub-creep) 范围所发展的方法, 使 Manson 预测出的寿命和观察到的数值十分一致。

Ⅲ 疲劳裂纹的扩展

如前所述, 一种材料的疲劳裂纹扩展特性, 是与零件承受高幅循环载荷的情况特别适应。但是, 最近的观察表明, 在高应力下裂纹尖端发生的机理, 与低应力下裂纹发展后期的情况有所不同。Laird 和 Smith 根据细致观察寿命小于 10^5 循环的疲劳断口时, 得出的结论是: 仅仅在出现完全发展的裂纹成长时的这一段时间内, 才有所区别。

Forsyth^[6]在对铝合金试样断口的金相观察的基础上, 提出了一个裂纹扩展的两种不同形态。在开始, 或第Ⅰ阶段, 成长时期的特征是扩展出现在或接近于最大切变应力面上。这种形态一般紧接着裂纹沿着与拉伸载荷的垂直方而成长, 通称为第Ⅱ阶段的成长。后一发展无疑地伴随着在宏观表面上出现具有疲劳断裂特征的条纹或折绉。由第Ⅰ阶段过渡到第Ⅱ阶段的成长, 一般发生在对位错流变产生障碍的晶界附近。

第Ⅰ阶段成长的机理, 可以认为是在低循环应力下的裂纹起始过程的继续(见第Ⅱ节, 1)。它基本上是一种在最大切变应力有利位向的面上产生滑移的机理。低循环应力和腐蚀环境的存在, 是延长第Ⅰ阶段成长的有利条件。Laird 和 Smith^[11]指出: 第Ⅱ阶段的成长是在每个应力循环中裂纹尖端发生连续的变钝和变尖。表面绉纹的特征, 是由于在裂纹尖端的“耳”状区域内形变集中所造成的。Laird和Smith^[11]进一步的研究表明, 裂纹按第Ⅱ阶段机理扩展所消耗寿命的百分数, 是随着总寿命的减少而增加的。试验结果表明, 在 10^2 循环断裂时, 一半以上的寿命是消耗在第Ⅱ阶段的裂纹扩展上面, 如图2所示。

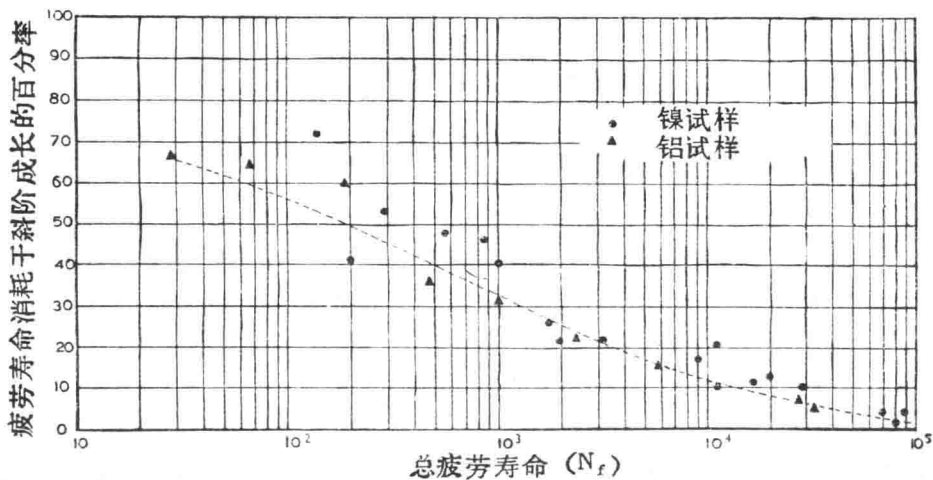


图2 疲劳寿命第Ⅱ阶段的百分数。为室温拉-压试验所得结果^[11]

在对疲劳裂纹扩展机理进行了简要地论述之后, 现在对这一过程采用分析法方面的文献加以评述。以下几节是对照一些试验数据来考虑这些分析模型的实用性, 以及不同材料、载荷系数和环境条件对裂纹成长速率的影响。

1. 分析和经验的模型

近几年来, 根据疲劳断裂的裂纹扩展形态, 在试图建立有用的设计准则方面, 曾进行了巨大的努力。分析解法曾面临着一些工程科学不同的训练, 过去对全部所有模型进行大的分类是必要的。这些不同解法可以分成: 有些是涉到位错理论; 有些是以断裂力学和尺寸因素为基础的; 有些则是根据材料的循环行为和累积损伤经验分析求得的。

(a) 由位错理论发展的模型

在研究钢的缺口脆性时, Bilby、Cottrell和 Swinden^[26]建立了一种位错模型, 随即被一些研究工作者引伸到描述疲劳裂纹的扩展上。该模型代表一个裂纹在无穷远处以剪切应力(τ_0), 施加平面应变的静载荷。该裂纹尖端前缘的范性区被一系列线型位错所置换, 这些位错在应力集中的情况下和摩擦力(σ_1)的抵抗下, 由裂纹尖端滑动出来。裂纹前缘的总范性形变的测定, 是采用在平衡条件下, 令位错线上的分解切应力等于零。裂纹尖端的位移以下式表之:

$$\psi(a) = \frac{4a\sigma_1(1-\nu)}{\pi G} \log \frac{b}{a} \quad (2)$$

式中 a 为半裂纹长度, b 为由裂纹中心测量的范性区的极限, 并可由下式得出:

$$\frac{a}{b} = \cos \left(\frac{\pi \tau_0}{2\sigma_1} \right) \quad (3)$$

Dugdale^[27]研究出一个类似公式(3)的公式, 用来确定一个裂纹在施加均匀拉伸应力时的范性区尺寸。虽然这一方法未涉到位错理论, 可以认为他的解法是处于这样一种阶段, 即可以看出它类似于平面应变的切变情况。Dugdale假设在一种理想的弹-塑性材料中, 裂纹尖端前缘的范性区, 可用一个假定的裂纹延伸和一个相当于屈服应力(σ_y)的外载荷来代替。Muskhelishvili所建立的应力函数是用来确定在假设的狭缝尖端的特性, 由此该区的极限可以用这一公式来确定:

$$\frac{a}{b} = \cos \left(\frac{\pi \sigma_0}{2\sigma_1} \right) \quad (4)$$

公式(3)这种“非平面”(anti-plane)的叙述, 也与采用经典范性的Hult和 McClintock^[28]所推导出切变模型十分吻合。

Weertman^[29]曾经将Bilby、Cottrell和 Swinden 的模型引伸到材料的循环载荷, 在不存在Bauschinger效应与应变硬化时, 总的循环范性位移, 可以用在范性区内的累积损伤来解释。当范性位移超过一个临界值时, 将出现破坏。根据这些理由推导出以下裂纹扩展速率的公式:

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{4a\sigma_1 a^2}{3\pi G_{\text{临界}}} \right) \left(\frac{\pi \sigma_0}{2\sigma_1} \right)^4 \quad (5)$$

代入在附录 I 中讨论的应力强度因子(K), 对于无限宽、中间带裂纹的、受拉伸相当于 $\sigma_0 \sqrt{\pi a}$ 的板材, 公式(5)可再写为:

$$\frac{da}{dN} = B(K)^4 \quad (6)$$

以上结果已被一些试验研究所证实^[3], Weertman 进一步发展了这一解法^[30], 包括了附加的平均应力对裂纹扩展速率的影响。求出的公式表明, 对于应力峰值远远低于断裂应力时, 平均应力对成长速率作用不大, 在低的或中等的循环应力下, 这一特征也为试验工作所证实^[31]。

Lardner^[32]根据Bilby、Cottrell和Swinden的理论, 也建立了一个拉伸疲劳模型, 但是得出了另一个破损标准解法; 他声称由于裂纹表面的氧化阻碍了重新焊合, 在裂纹尖端的范性位移代表着每一循环下裂纹的成长。由于公式(2)规定了裂纹扩展速率(注意在循环载荷下, 用 $2\sigma_1$ 代替 σ_1), 对小的裂纹长度可以写成:

$$\frac{da}{dN} = \frac{\pi \alpha \sigma_0^2 a}{4G\sigma_1} = C(K)^2 \quad (7)$$

Lardner在考虑到应变硬化时, 建议 σ_1 可以用极限应力, 他预计的成长速率与Pearson^[33]和Donaldson及Anderson^[31]的试验数据是十分一致的。

Bilby和Heald^[34]虽然不同意Weertman的一些细节, 仍然沿用类似的思路对椭圆和V型缺口进行了论述, 对两种缺口几何形状得出的结果可以表示为:

$$\frac{da}{dN} = \frac{5}{3G\beta\sigma_1^2} \left(\frac{\pi}{4} \right)^3 (K)^4 \quad (8)$$

式中 β 为断裂时范性功的数量。

包括在这一范畴内的另一个模型是Erdogan^[4]所提出的, 他考虑到位错密度, 找出了周期性的裂纹成长与范性区最大尺寸的关系。他指出由于在低应力下位错流入裂纹尖端造成了成长, 成长速率的增量必须是部分可利用位错与柏氏矢量的乘积。由于位错运动都集中在范性区内, 可进一步假定可利用位错的总数必须与范性区的最大尺寸($r_{p\text{最大}}$)有关, 沉淀的百分比与范性区大小(Δr_p)有关。曾认为这两种关系遵守着简单方次定理:

$$\frac{da}{dN} = Ar_{p\text{最大}}^{\alpha_1} \Delta r_p^{\alpha_2} \quad (9)$$

因此Dugdale模型^[27]被用来确定范性区尺寸(r_p), 代入应力强度因子:

$$\frac{da}{dN} = C(1 - \beta)^2 \alpha_1 \Delta K^2 (\alpha_1 + \alpha_2) \quad (10)$$

$$\text{式中} \quad \beta = \left(\frac{\sigma_{\text{最大}} + \sigma_{\text{最小}}}{\sigma_{\text{最大}} - \sigma_{\text{最小}}} \right)$$

由于 α_1 与 α_2 不是理论分析所得, 根据Brock与Schijve^[35]对两种铝合金的试验结果得出一个经验的估计。

Gallina及其合作者^[36,37]根据Marcus等^[38]假设的位错模型, 建立了一个有关疲劳裂纹扩展的定律。该模型开始用来描述在裂纹附近的Bauschinger效应, 并推导出滞后能的下列公式:

$$U = \frac{\alpha a^3 \pi^3 \sigma_0^4}{3G\sigma_1^2} \quad (11)$$

Gallina等求出这一能量与增加裂纹长度所需要的能量的关系(对范性形变与热能可忽略不

计):

$$\frac{da}{dN} \left(-2\pi \frac{\sigma_0^2 a}{G} + 4\pi K a \right) = \frac{\alpha a^3 \pi \sigma_0^4}{3G \sigma_1^2} \quad (12)$$

式中的 K 表示试样的表面能。

虽然这不是一个真正的位错理论, 在现阶段来讨论 Yokobori 及其合作者^[39~43]所假设的模型是适宜的。该模型根据动力学理论和考虑到裂纹尖端前缘的形核过程而发展的。Yokobori^[39]采用了弹性应力分析, 得出有关裂纹扩展速率的下列关系式:

$$\frac{da}{dN} = C_1 (\Delta K)^{1/mkT} \quad (13)$$

式中 m 是一个与波桑比、表面能和 Boltzman 常数有关的材料常数。

在最近的工作中^[41], 考虑到范性问题, 对上式进行了修正, 采用了 Rice^[44] 和 Hutchinson^[45, 46] 所得出的范性应力场并得到:

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^{\frac{1}{mkT} \cdot \frac{2\beta}{(1+\beta)}} \quad (14)$$

式中 β 为循环应力/应变指数, 可由近似计算得出:

$$\Delta \sigma = \sigma_0 (\Delta \epsilon_p)^\beta \quad (15)$$

(b) 根据断裂力学和尺寸因素导出的模型

从年代来说, Head^[47]提出疲劳裂纹扩展的第一个模型是在1953年。在裂纹附近应力场的一些范性处理以前, Head 假定在裂纹周围, 存在着无限大的三种基元的复合阵列介质。在紧接着裂纹尖端的区域内, 考虑到刚性-范性基元被加工硬化而导致断裂。围绕着弹性介质的揭制, 用弹性-拉伸基元表示之, 切变基元则用来将应力分布到裂纹尖端的刚性-范性基元的附近。在不存在任何Bauschinger 效应和施加低应力时, 推导出的成长速率可写为:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \sigma_0^3 a^{3/2}}{(\sigma_Y - \sigma_0) r_p^{1/2}} \quad \text{低应力} \quad (16)$$

式中 C 是与 E 、 E_w 、 σ_y 和 σ_f 有关的材料常数。Head 进一步得出包括高应力 ($\sigma_0 > \sigma_Y$) 的模型^[48]:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \sigma_0^3 a^{3/2}}{(\sigma_f^2 - \sigma_0^2) r_p^{1/2}} \quad \text{高应力} \quad (17)$$

式中 C 取决于 E 、 E_w 与 σ_f 。

为了证实这些结果, Head 对上式进行了积分, 假设该范性区的尺寸保持不变, 从而得出了裂纹长度的平方根的倒数与应力循环数成直线关系。这一结果用来联系 Moore^[49], de Forrest^[50] 和 Bennett^[51] 的研究数据, 仅取得了有限程度的成功。

Frost 和 Dugdale^[52] 与刘^[53]解决这一问题的途径, 是考虑到尺寸因素, 并假定控制裂纹延伸只是一些连续的变数。Frost 和 Dugdale 还采用在试验中测量范性区尺寸对 Head 导出的公式进行重新验证。他们提出该范性区尺寸是与现用的裂纹长度成正比, 因此:

$$\frac{da}{dN} = B(a) \quad (18)$$

式中 $B = f(\sigma_0)$ 。

Frost 和 Dugdale根据试验结果进一步指出:

$$\frac{da}{dN} = C\sigma_0^3 a \quad (19)$$

但在相继的工作中^[54], 刘得出:

$$\frac{da}{dN} = C\sigma_0 \alpha \quad (20)$$

值得注意的是, 刘的定律是与Lardner在公式(7)中和 Bilby与Heald在公式(8)中根据位错理论得出的结果是十分相似的。

在1967年, 杨^[55]采用了尺寸分析来检验在有限的板材受拉伸时的疲劳裂纹的扩展速率并提出:

$$\frac{da}{dN} = f(K) \quad (21)$$

实验结果指出:

$$\frac{da}{dN} = \frac{(K)^n}{M} \quad (22)$$

Weibull^[56]认为疲劳裂纹的扩展与裂纹长度无关, 而是受到试样剩余面积上的名义应力的振幅所控制。为了证实这一点, 他在一些铝板上施加恒定净应力循环, 并观察到在最初的过渡期以后, 裂纹具有恒定的扩展速率。但是, 在Swanson, Cicci与Hoppe^[57]和Benham与Moag^[58]最近的“载荷-切断”(Load-Shedding)试验中, 最初的过渡状态和一个减少成长速率的末期占据了裂纹扩展期的一半以上。

Paris^[59]在疲劳裂纹扩展的问题上, 应用了断裂力学的概念。他提出由于应力强度因子描述着在弹性介质中一个裂纹附近的应力场, 裂纹扩展速率可以用这一公式表示:

$$\frac{da}{dN} = f(K) \quad (23)$$

在Paris和Erdogan^[3]近期的文章中, 他们检查了在裂纹延伸速率广泛范围内有关裂纹扩展数据的一些不同定律; 他们的结论是对两种选用的铝合金, 最适宜的定律可以表示为:

$$\frac{da}{dN} = \frac{\Delta K^4}{M} \quad (24)$$

McClintock及其合作者^[28,60,61]在非平面切变状态的低循环应力下, 裂纹扩展方面得出了类似公式(24)的结果。对于小范围的屈服, 当应力强度因子控制着范性区的尺寸时, 常数M是材料屈服和断裂性能的一个函数。

Frost和Dixon^[62]根据Laird和Smith^[25]报导的在循环中出现在裂纹尖端处的几何形状变化, 推导出一个模型。采用了Dixon^[63]的试验应变场的测量结果, 给出一个对范性的修正, 其解法公式为:

$$\frac{da}{dN} = \frac{4\sigma_0^3 a}{E^2 \sigma_1} \left(\text{Log} \frac{2E}{\sigma_0} - 1 \right)^2 \quad (25)$$

(c) 材料循环行为的半经验模型

在考虑到裂纹尖端前缘的累积疲劳损伤时, 提出了一些新的模型。他们采用了一些较完善的累积损伤定律和断裂标准来确定疲劳裂纹延伸速率。

刘和 Iino^[64] 与 Fleck 和 Anderson^[65] 假设累积损伤是遵循 Miner 定律, 而断裂则由 Manson-Coffin 关系来确定。刘和 Iino 的模型得到一个成长定律的公式是:

$$\frac{da}{dN} = A r_p \quad (26)$$

一种铝合金的试验表明:

$$r_p = 1.30 \left(\frac{\Delta K}{\sigma_1} \right)^2 \quad (27)$$

这一模型合理地表示出在中等循环应力下材料的行为。Fleck 和 Anderson 的模型涉及到采用 Anderson^[66] 和 Sawyer^[67] 测量应变场的关系式, 并得出一个定律, 可表示为:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, K_{\text{最大}}, \text{拉伸性能}, \delta) \quad (28)$$

式中的 δ 为与 McClintock^[68] 和 Neuber^[69] 所采用的类似性质的疲劳基元 (fatigue-element) 的直径。 δ 的数值系由经验中得出, 对于小的材料试样是与材料的晶粒尺寸有关。

Tomkins^[70] 采用了 Dugdale 的模型来确定范性区的范围, 并提出在裂纹尖端的非共格量, 可用范性应变与区域尺寸之乘积表示。在疲劳极限以上的材料行为, 可假定由方次定律关系表示之:

$$\Delta \sigma = A \Delta \epsilon_p^{\frac{2}{\beta}} \quad (29)$$

得到的成长定律公式, 在 $\Delta \sigma \ll \sigma_1$ 时, 为

$$\frac{da}{dN} = C A \Delta \epsilon_p^{(2\beta + 1)} \quad (30)$$

将公式 (30) 积分推导出一种 Manson-Coffin 关系的修正公式, 该式与材料行为是十分相符的。最近 Tomkins、Sumner 和 Wareing^[71] 将模型推广应用到温度与循环历程的变化方面。

Kunio、Iwamoto 和 Kanazawa^[72] 通过观察不锈钢试样表面产生的裂纹密度, 来解决在高温下低循环疲劳方面的问题。在一定的裂纹密度时, 循环寿命, 也就是裂纹扩展速率, 是温度 T , 应变速率 $\dot{\epsilon}$ 和范性应变能/循环 (U) 的复杂函数。因此, 该扩展速率可以下式表示之:

$$\frac{da}{dN} \propto \left\{ 2.1 \times 10^3 \left(\frac{1}{\dot{\epsilon}} \right)^{0.37} e^{\times p(-7600/T) + 1} \right\} U \quad (31)$$

2. 疲劳裂纹扩展: 实验数据

由以上讨论和表 1, 明显地在描述疲劳裂纹扩展方面有着大量的模型。不同分析解法的数值可根据它们与已有试验数据相符合的效果加以判断。Paris 和 Erdogan^[3] 进行了这一试验, 指出对于小试样数据许多定律, 纵然它们在本质上是十分不同的, 但都能给出相似的结果。然而, 当裂纹扩展速率的变化较大时, 则出现较大的偏差, 从而导致 Paris 和 Erdogan 建议用应力强度因子作为最合适的参数。图 3 明显地在较广泛的试验结果范围内证实了这一结论, 虽然由不同试验得出数据推导出的其它关系式也同样是适用的。

表 1 用 $\frac{da}{dN} = C\sigma^m a^n$ 表示的模型小结

著 者	参 考 资 料	指 数 m	指 数 n
Weertman	(29)	4	2
Lardner	(32)	2	1
Bilby-Heald	(34)	4	2
Erdogan	(4)	$2(\alpha_1 + \alpha_2)$	$(\alpha_1 + \alpha_2)$
Head	(47)	3	3/2
Frost-Dugdale	(52)	3	1
刘	(54)	2	1
Paris	(59)	4	2
刘-Iino	(64)	2	1

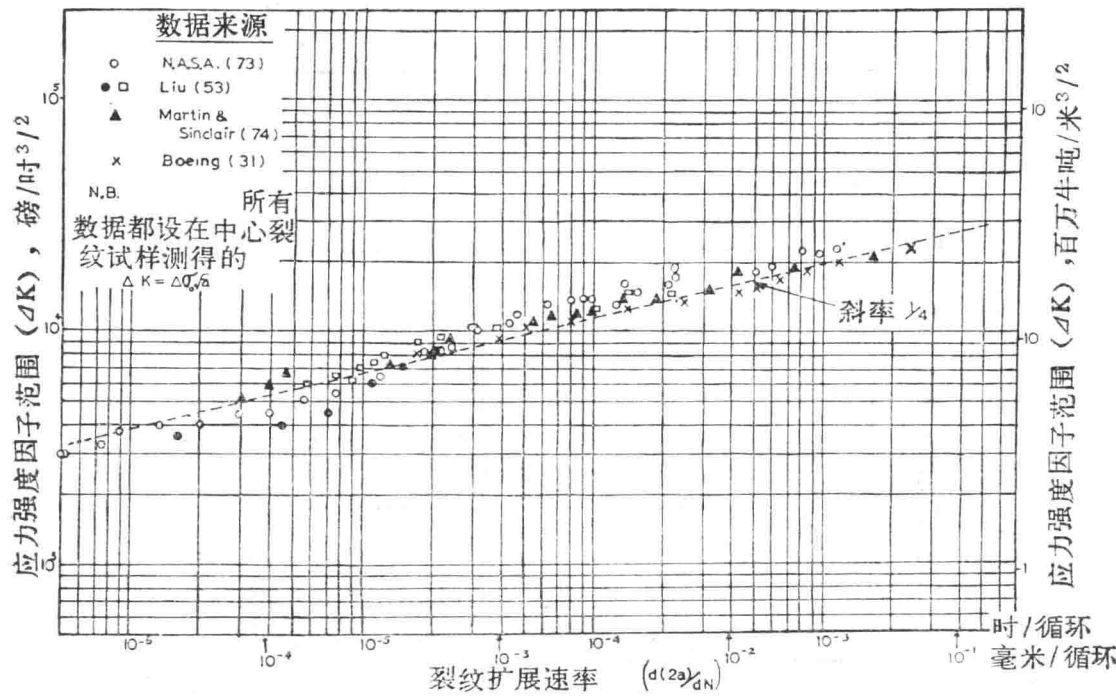


图 3 2024-T3 铝合金的裂纹扩展特性^[3]

另一种鉴定各种模型的实验方法, 是采用类似 Swanson、Cicci 和 Hoppe^[57]所采用的各种“载荷-切断”试验。在他们的试验中, 载荷随着裂纹的扩展而逐渐降低, 使不同的控制参数保持在某一恒定值。这些试验参数包括恒定的名义应力, 恒定的净应力, 恒定的应力强度因子和恒定的 $\Delta\sigma^3 a$ 的乘积。Swanson 等由这些结果得出的结论是: 仅应力强度因子一项得到线性的裂纹扩展速率, 因而它描述裂纹扩展速率的效果最好。根据这些研究结果, 在 Berkeley 的中央供电局的研究室对汽轮机材料进行了类似的“载荷-切断”试验。初期的室温数据^[75], 在恒定的应力强度因子下表明, 裂纹扩展速率是线性的, 拉伸的 ΔK 是与二者 (恒定的应力强度因子和恒定的名义应力) 试验的结果有着密切的联系。目前计划将这项工

作延续到高温下的试验。

由于以上讨论的理由，以及为了简化起见，这种应力-强度解法在描述低的和中等应力下的裂纹扩展速率方面，已被广泛地采用。但是在高的应力下，当范性不再限制在裂纹尖端一个小的区域内，在裂纹前缘将出现应力的重新分配和不稳定的断裂。在这种条件下，应力强度因子不再能够恰当地描述裂纹附近的应力场，并出现较快的扩展倾向。Carman和Katlín^[76]根据Paris定律公式(24)所示的对高强度钢，在循环应力强度因子的峰值等于断裂韧性值(K_c)的0.7~0.8时，能够得到对应的关系。在大于该数值时出现非常高的成长速率，断面上产生带有“韧窝”(dimple)状不稳定的裂纹扩展特征。Jurevics^[77]利用Carman和Katlin的结果，和他在热处理模具钢试验中的数据，找出一种较好的对应关系，所采用的是代入断裂力学参数来陈述的Weertman的分析方法^[29]。得到的公式可写为：

$$\frac{da}{dN} = A \frac{\Delta K}{K_{IC}^2 \sigma_Y^2}$$

(32)

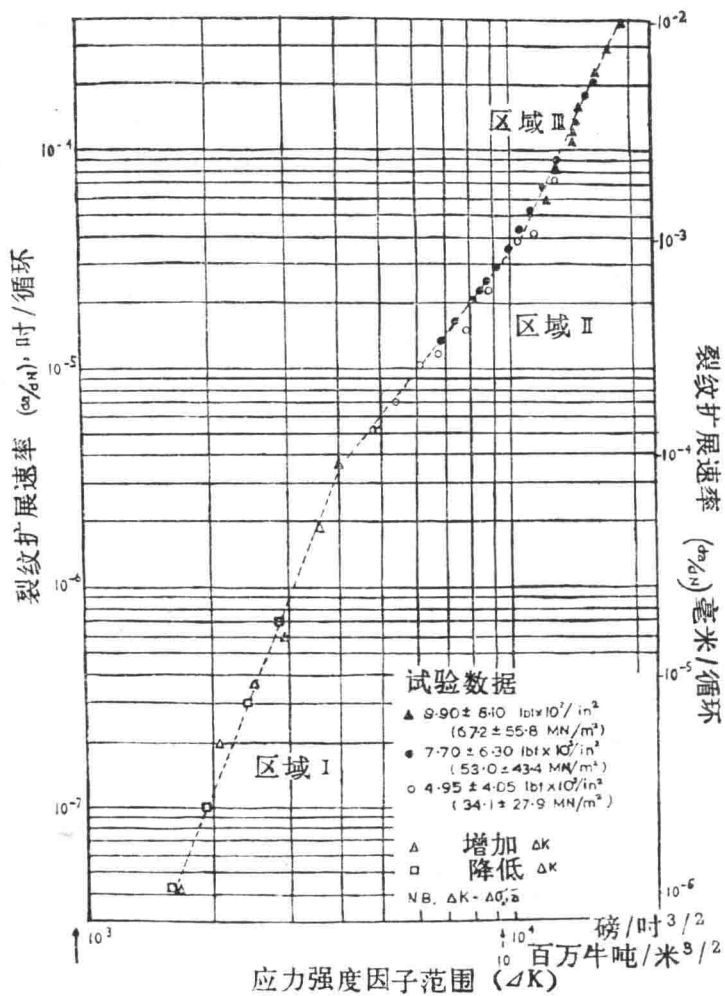


图 4 2024-T351铝合金裂纹扩展特性^[64]

刘和 Iino^[64]对铝合金和钢的试验得到的数据(图4)表明,成长发生在不同区域内,每

一个可用不同方次的应力强度因子的关系式表示之。他们假定由一个区域过渡到次一个区域是取决于范性区的发展。在很低的循环应力下，该范性区尺寸相当于材料的结构尺寸，因此使连续力学 (Continuum-mechanics) 解法失效；在高循环应力下，该区接近板材的厚度，从而产生了局部缩颈。其他研究人员也曾发现过这三个不同的区域。Maddox [78,79] 发现第一个转折点是与施加应力有关，但是他也指出这一位置相当于平坦的到切变的断裂的转变。但在现阶段不可能得出有关这三个区域的斜率与转折点位置以肯定的结论，因为从一些工作者的结果看来是互相矛盾的 [1,80~82]。在裂纹成长速率低于刘和 Iino 所指定的区域 I 时，Paris [83] 曾发现在应力强度因子低于某一定数值时，裂纹将不扩展。他进一步假定应力水平与裂纹尺寸的组合极限代表着对固有的裂纹与缺陷的持续应力。9310 钢在很低的循环应力下，裂纹扩展的一个实例示于图 5。

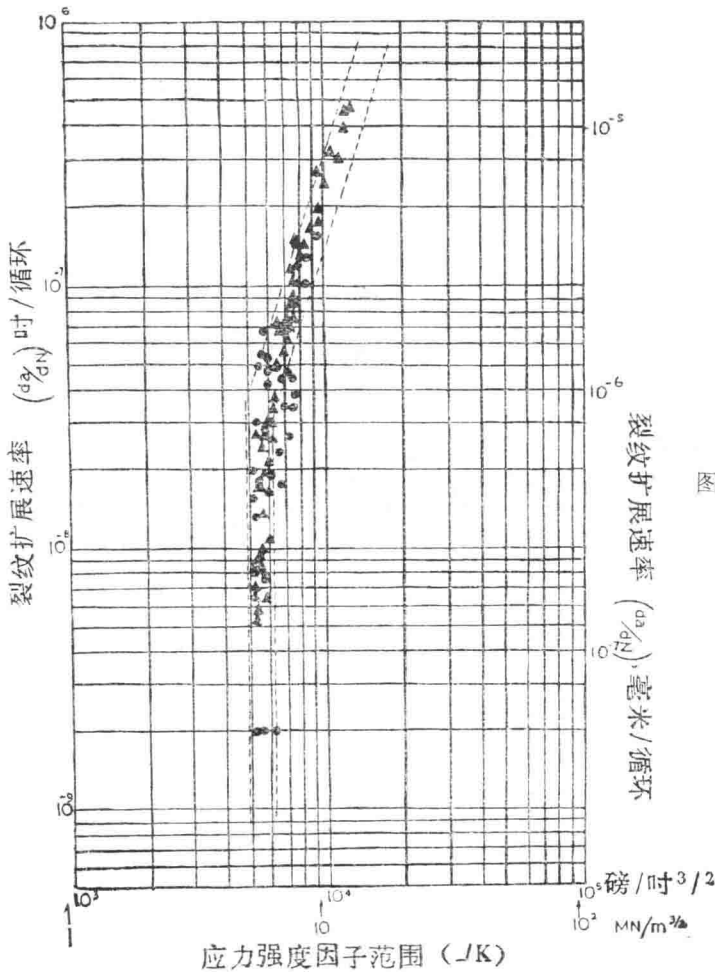


图 5 9310 钢在很低的应力强度值下的裂纹扩展特性 [83]

Crooker 和 Lange [84] 了解到 Paris 的解法不适用于高循环载荷，对不同材料在弯曲试验中，采用了总应变范围内得出在总屈服前后的结果的相互关系。这些数据曾发现与公式 (33) 表示的简单方次定律是吻合的，一般说来，在总屈服附近未观察到裂纹扩展的这种不连续的特征 (图 6)。

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta \epsilon_T)^m \quad (33)$$

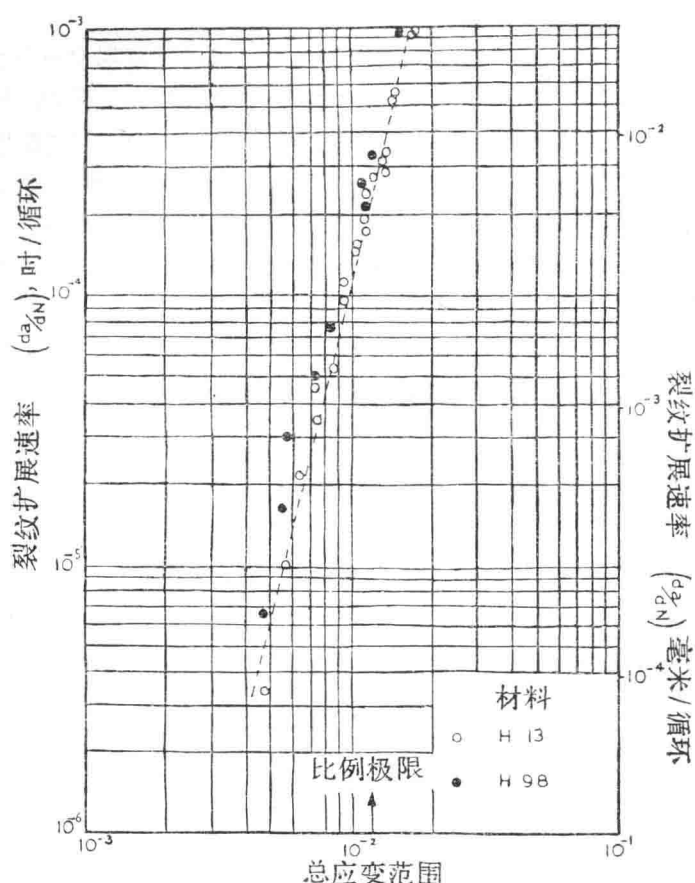


图 6 5Ni-Cr-Mo-V钢在高循环应变下的裂纹扩展特性^[84]
(其它结果见表 2)

表 2 Crooke 和Lange^[84] 对各种材料的板材弯曲试样在空气中进行全反复应变循环的试验结果

材 料	屈 服 强 度		斜 率
	百万牛顿/米 ²	仟磅/吋 ²	
5Ni-Cr-Mo-V (H13 钢)	1000	145	4:1
5Ni-Cr-Mo-V (H98 钢)	923	134	4:1
A201B	331	48	3:1
A302B	400	58	3:1
HY-80	607~1081	88~157	4:1
T-1	738	107	4:1
12Ni马氏体时效钢	1122~1253	163~182	4:1
D6AC	1471	212	>4:1
4335	1482	215	>4:1
纯钛	234	34	4:1
Monel* 400	241	35	4:1
2024-T4铝合金	324	47	>5:1
7079-T6铝合金	531	77	>5:1
Monel* K-500	710	103	5:1
Ti-7Al-2Nb-1Ta	738	107	>5:1
Ti-6Al-4V	800~862	116~125	>5:1

* Henry Wiggin 公司的注册商标