

# 飞机结构材料疲劳裂纹的扩展 机制及其工程应用

北京航空材料研究所 颜鸣皋

## 摘 要

本文简要地评述了铝合金、钛合金和高强度钢的疲劳裂纹扩展机制及其工程应用；提出了预测疲劳裂纹扩展门槛值的一个普遍关系式；评价了现有四种超载模型对 Ti-6Al-4V 合金在拉伸超载下的延缓效应和预测寿命能力。对 Willenborg 和 Maarse 模型作了改进，并应用于 Al 和 Ti 合金的寿命预测。改进后的 Maarse 模型明显地提高了预测拉伸超载下和谱载下寿命的精度。文中还讨论了显微组织、应力比和表面状态等对材料疲劳裂纹扩展行为的影响。

## 一、前 言

材料疲劳裂纹的扩展行为及其微观机制的研究是当前材料科学领域内十分活跃的课题。目前飞机结构设计已发展到安全寿命设计，以至损伤容限设计。要求了解使用条件下的断裂性能数据、材料的寿命估算准则及其力学模型。对材料疲劳与断裂过程的力学行为、物理本质和微观机制虽有一些了解，但是对材料在使用条件下疲劳断裂过程的定量分析及其工程应用方面尚有待加深认识。

## 二、疲劳裂纹扩展特征及其微观机制

### 1. 疲劳裂纹扩展中的断口形貌

一般认为疲劳裂纹的扩展分为三个阶段，可以近似地用一“S”曲线描述，在各个阶段的断裂机制不同<sup>[1]</sup>。

由于在实际构件中内部组织结构的差异和受到外界条件（加载方式、应力状态、环境等）的综合作用，疲劳裂纹扩展中的断口形态往往是多种多样的，根据大量零件和试样的观察，可以归纳为八种断口形态，基本上用“交替切变”和“交替撕裂”机制加以解释<sup>[2]</sup>。最近通过对 Al, Cu, Ti, Fe-Ni 和 Ni 基合金匹配断口的细致观察和分析，断口两个匹配面上的微观形态是非对称的并有着明显的差异(图 1)。大量断口分析的结果表明，疲劳裂纹在构件或试样中的扩展是不平坦的交替切变断裂的过程。图 2 示出疲劳裂纹在构件和材料中扩展机制的示意图<sup>[3]</sup>。

1984年9月12日收到。

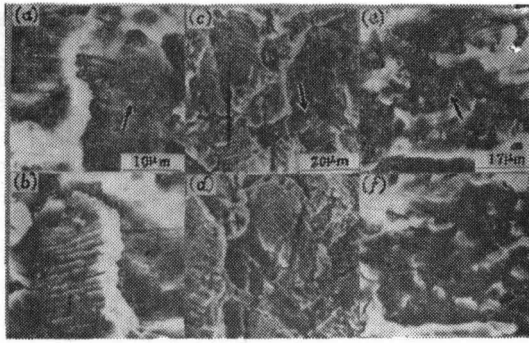


图 1 疲劳试样的匹配断口：(a)、(b) LY12 铝合金；(c)、(d)GH36 高温合金；(e)、(f)Ti-6Al-4V 合金<sup>[3]</sup>  
 Fig. 1 Matched fractographs of fatigue specimens: (a)、(b)LY12 Al alloy; (c)、(d) GH36 Ni alloy; (e)、(f) Ti-6Al-4V<sup>[3]</sup>

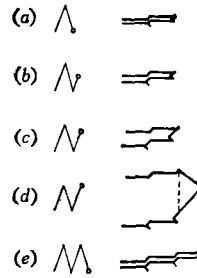


图 2 疲劳裂纹扩展的机制示意图<sup>[3]</sup>  
 Fig. 2 Schematical illustration of mechanism of fatigue crack propagation<sup>[3]</sup>

在实际工程材料疲劳宏观断口形貌由于第二相和夹杂物的存在以及应力状态和环境等因素的综合影响，也是多样化的。图 3 示出在简单拉伸循环载荷下金属中可能出现的宏观裂纹取向和相应主应力状态的示意图。对于纯金属和简单合金，一般沿着 1-2-3-4 途径扩展，即产生“切-正-切”断裂；当工程材料含有第二相和夹杂物质点时，第三阶段中裂纹往往沿着 3-4' 方向扩展，形成“切-正-正”断裂；当有腐蚀介质存在时，在第一阶段则沿 1'-2 方向扩展，往往出现完全正应变型断裂<sup>[2]</sup>。

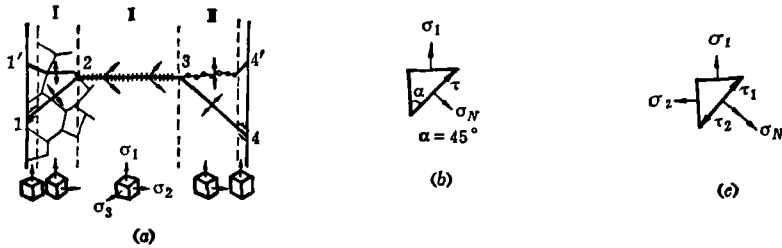


图 3 疲劳裂纹扩展机制示意图：(a) 断口形貌与应力状态；(b) 单向拉伸；(c) 双向拉伸<sup>[2]</sup>  

$$\sigma_N = \sigma_1 \sin^2 \alpha + \sigma_2 \cos^2 \alpha$$

$$\tau = 1/2 \sin 2\alpha (\sigma_1 - \sigma_2)$$
  
 Fig. 3 Schematical diagram of mechanism of fatigue crack propagation: (a) fracture features and stress state; (b) uniaxial tension; (c) biaxial tension<sup>[2]</sup>

### 2. 裂纹初期扩展的微观机制

近二十年来人们对第二阶段疲劳裂纹扩展进行了大量的实验研究并有了较深入的了解。在第三阶段中裂纹扩展迅速，对构件的寿命估算所占比重较小。为此对于具有结构、应力比和环境敏感性较大的第一阶段裂纹扩展行为愈来愈得到人们的重视并提出过一些微观机制和力学模型<sup>[4,6]</sup>。

Hertzberg 与 Mills<sup>[6]</sup> 在观察 Al、Cu、Ti、Ni 基合金和不锈钢的裂纹扩展各阶段的断口中,发现在极低的扩展速率下均呈现一种结晶学的小平面和河流状断口。Beever<sup>[7]</sup> 曾列举了十余种合金在初期扩展产生小平面的位向;并指出这些小平面一般接近于晶体的密排结晶面,即面心立方金属的 $\{111\}$ 和 $\{100\}$ 面,体心立方金属的 $\{110\}$ 和 $\{100\}$ 面和密排六方金属的 $\{0001\}$ 面。但是对于立方金属出现在两种结晶面上未作解释。

表 1 几种金属与合金的小平面位向<sup>[2]</sup>

Table 1 Facet orientations of some metals and alloys<sup>[2]</sup>

晶 格	合 金	SFE	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	$\{001\}$
	$\beta$ 黄铜	低	平面	$\{110\} \pm 10^\circ$
HCP	Ti合金	高	波纹	$\{0001\} \pm 5^\circ$

由表 1 可以看出,对于高层错能(SFE)、波纹状滑移的立方金属,由于交滑移,易于产生沿立方面出现的解理断裂。Cottrell<sup>[8]</sup>和Lynch<sup>[9]</sup>曾对立方金属中出现(001)断裂作过一些相应的解释。此外,我们在分析金属疲劳裂纹各扩展阶段中的断口形貌和应力状态时,认为在裂纹扩展初期一般接近于平面应力状态,见图 4(c)。很明显,试样受到双向拉伸,滑移面上的切应力相互抵消和正应力的相互叠加,有助于产生小平面型的解理断裂<sup>[2]</sup>。

### 3. 疲劳裂纹扩展门槛值的预测

近年来对结构材料的裂纹扩展门槛值的研究和测定已发表了大量论著<sup>[1]</sup>。但是迄今对门槛值的计算和预测,大都是采用经验方程式。公式中的常数或系数需要通过一定数量的专门设计的实验来测定。为此,我们自八十年代初期开始探索一个预测金属疲劳门槛值的普遍解析式<sup>[10]</sup>。

根据 Rice<sup>[11]</sup>计算裂纹尖端的塑性尺寸公式和 Antolovich 等人<sup>[12]</sup>对裂纹尖端应变分布的分析可以得到

$$\varepsilon = 2\varepsilon_y \left[ \frac{\Delta K^2}{8\pi\sigma_y^2(x+\rho)} \right]^{\frac{1}{n+1}} \quad (1)$$

在裂纹开始扩展时,  $x = 0$ ,  $\varepsilon = \varepsilon_f$ , 即真实断裂应变,  $\Delta K = \Delta K_{I,th_0}$ 。上式可写为

$$\Delta K_{I,th_0} = 2\sigma_y \left( \frac{E\varepsilon_f}{2\sigma_y} \right)^{\frac{1+n}{2}} \sqrt{2\pi\rho} \quad (2)$$

参照文献[13],在裂纹开始扩展时  $n$  可近似地假设为 1, (2)式可以简化为

$$\Delta K_{I,th_0} = E\varepsilon_f \sqrt{2\pi\rho_{min}} \quad (3)$$

式中  $\rho_{min}$  为裂纹尖端的临界半径,  $\varepsilon_f$  为真实应变,  $\varepsilon_f = \ln(1/1-\psi)$ , 其中  $\psi$  为材料的断面收缩率<sup>[10]</sup>。

假设裂纹扩展按塑性钝化模型进行,其临界半径  $\rho_{min}$  应相当于一个原子滑动间距,即一个布氏矢量的绝对值( $|B|$ ),如图 4 所示。对于 FCC、BCC 和 HCP 金属的临界半径  $\rho_{min}$  将分别为  $(a/\sqrt{2})$ 、 $(\sqrt{3}a/2)$  和  $(a)$ , 其中  $a$  为相应的晶格常数<sup>[14]</sup>。

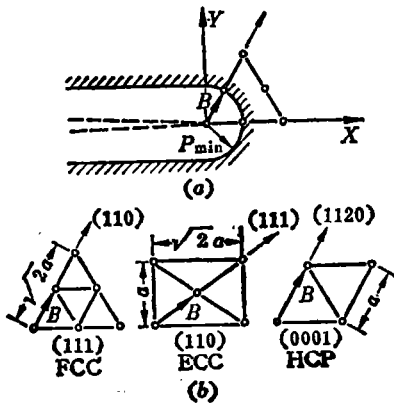


图 4 (a) 疲劳裂纹尖端塑性钝化的临界半径; (b) 不同晶格的布氏矢量<sup>[10]</sup>  
 Fig. 4 Schematic of (a) critical root radius at a fatigue crack tip by plastic-blunting and (b) the Burger's vectors<sup>[10]</sup>

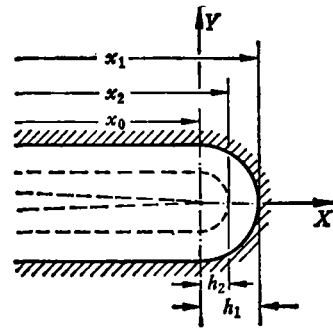


图 5 不同应力比下疲劳裂纹钝化行为示意图<sup>[14]</sup>  
 Fig. 5 Schematic of plastic-blunting behavior under various stress ratios<sup>[14]</sup>

当试样承受不同的应力比  $R$  的循环加载时(见图 5), 考虑到塑性钝化时能量消耗相对大小, 在某一  $R$  值时和  $R = 0$  时的门槛值之间近似地存在着如下关系<sup>[14]</sup>

$$\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th_0}} = \frac{(h_1^2 - h_2^2) / 2}{h_1^2 / 2} = 1 - (h_2/h_1)^2 \quad (4)$$

由图 5 可见,  $h_1$  与  $h_2$  分别为  $R = 0$  和一定应力比  $R$  时的裂纹尖端半径。假设  $h_2$  随  $R$  呈线性变化, 即  $h_2 = Rh_1$ , 则

表 2 计算值与实验结果的对比<sup>[14]</sup>

Table 2 Comparison of calculated and experimental results<sup>[14]</sup>

材 料	$E (10^8 \text{ MNm}^{-2})$	$\epsilon_f$	$\rho_{min} (10^{-10} \text{ m})$	$R$	$\Delta K_{th} (\text{MNm}^{-3/2})$	
					计 算 值	文 献 [15]
低合金钢	206	0.78	2.84	0	6.35	6.6
				0.33	5.65	5.1
				0.50	4.76	4.4
				0.64	3.75	3.3
				0.75	2.79	2.5
18/8 不锈钢	206	0.78	2.58	0	6.46	6.0
				0.33	5.75	5.9
				0.62	4.01	4.6
				0.74	2.91	4.1
Al	69	0.69	2.86	0	2.01	1.7
				0.33	1.79	1.4
				0.53	1.45	1.2
4.5Cu-Al 合金	71	0.78	2.86	0	2.35	2.1
				0.33	2.09	1.7
				0.50	1.76	1.5
				0.67	1.29	1.2

(续)

材 料	$E(10^3$ $MNm^{-2})$	$\varepsilon_f$	$\rho_{min}$ ( $10^{-10}m$ )	$R$	$\Delta K_{th}(MNm^{-3/2})$	
					计 算 值	文献[15]
Cu	98	0.69	2.56	0	2.72	2.5
				0.33	2.42	1.8
				0.56	1.88	1.5
				0.69	1.41	1.4
				0.80	0.98	1.3
60/40黄铜	98	0.92	2.55	0	3.61	3.5
				0.33	3.21	3.1
				0.51	2.67	2.6
				0.76	1.52	2.6
Ni	196	1.05	2.49	0	8.16	7.9
				0.33	7.26	6.5
				0.57	5.47	5.2
				0.71	4.08	3.6
Monel合金	177	0.92	2.51	0	6.74	7.0
				0.33	5.76	6.5
				0.50	4.85	5.2
				0.67	3.56	3.6
Inconel合金	206	0.92	2.50	0	7.51	7.1
				0.57	4.81	4.7
				0.71	3.76	4.0
Ti	107	0.92	2.95	0	4.24	—
				0.60	2.71	2.2

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th_0} (1 - R^2) \quad (5)$$

代入公式(3), 则得到一个门槛值的普遍关系式

$$\Delta K_{th} = E \varepsilon_f \sqrt{2\pi\rho_{min}} (1 - R^2) \quad (6)$$

表 2 列出采用公式(6)中 $\Delta K_{th}$ 的计算值和 $Pook^{[16]}$ 的实验值的对比。可以看到二者吻合得较好。应当指出, 对于一些复杂的多相合金采用上述公式得到计算值与实验值将会有所差异, 需要考虑各种组分对门槛值的贡献。

### 三、变幅载荷下裂纹扩展行为与寿命估算

飞行器零部件的实际使用寿命往往较等幅循环实验结果有明显的差异。其中超载大小、程序、次数和载荷经历等都将对零件寿命有显著的影响。

#### 1. 超载延缓效应及其模型的评价

图 6 示出 LY-12CZ 铝合金在不同超载条件下疲劳裂纹的扩展行为<sup>[2]</sup>。可以看出单个或多次的压缩超载( $D_1, D_2$ )造成的延缓效应不明显; 单个或多次拉伸过载( $B, C$ )和压-拉超载( $F$ )具有最大的延缓效应; 而拉-压超载( $E$ )的延缓效应居中。

退火的 Ti-6Al-4V 合金在不同超载比( $Q_{OL} = P_{OL}/P_{CA}$ )下的疲劳裂纹扩展的研究结果表明, 当超载比低于 1.3 时, 未发现有明显的延缓效应; 当超载比达到 2.8 时, 疲劳裂纹扩展几乎完全被阻止。图 7 示出该合金在  $Q_{OL} = 2$  的拉伸超载下的裂纹扩展的延缓效应。根据实际测定的实验曲线, 该延缓过程大致可划分为五个阶段<sup>[16]</sup>。

超载时裂纹的加速扩展; 裂纹延缓效应的滞后; 最大延缓阶段; 回复阶段; 延缓效应的逐渐消失。

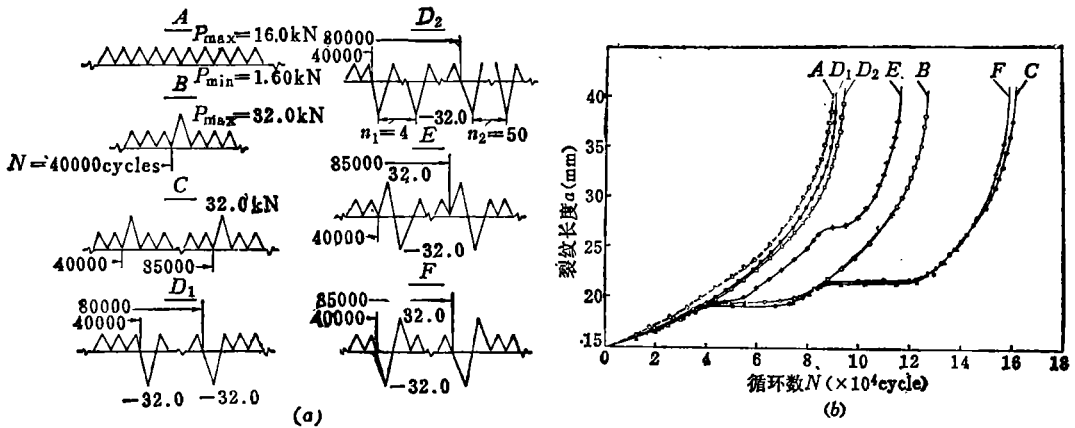


图 6 LY12CZ 铝合金 (a) 不同加载方式; (b) a-N 曲线<sup>[3]</sup>

Fig.6 (a) Various loading conditions and (b) a-N curves for a LY12CZ Al alloy<sup>[3]</sup>

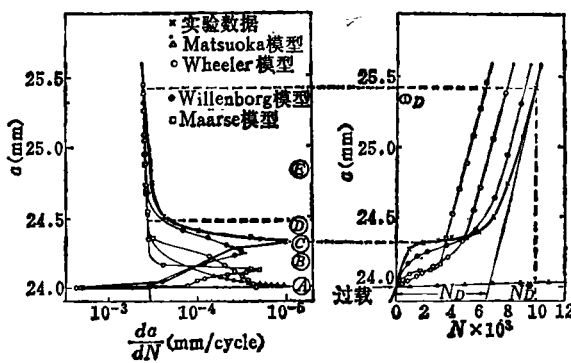


图 7 Ti-6Al-4V 合金在拉伸超载 ( $Q_{OL} = 2$ ) 下的裂纹延缓效应<sup>[16]</sup>  
Fig. 7 Retardation effect under tensile overload ( $Q_{OL} = 2$ ) for a Ti-6Al-4V alloy<sup>[16]</sup>

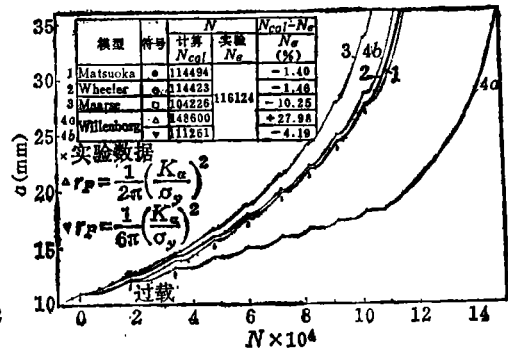


图 8 Ti-6Al-4V 合金在拉伸超载 ( $Q_{OL} = 1.8$ ) 下的 a-N 的计算与实验曲线<sup>[16]</sup>  
Fig. 8 The calculating and experimental a-N curves under tensile overload ( $Q_{OL} = 1.8$ ) for a Ti-6Al-4V alloy<sup>[16]</sup>

为了比较不同超载模型对寿命估算的精度, 我们选择了以残余压应力为基础的 Wheeler<sup>[17]</sup>与 Willenborg<sup>[18]</sup>模型和以裂纹闭合效应为基础的 Maarse<sup>[19]</sup>与 Matsuoka<sup>[20]</sup>模型进行了对比。由图 7 可以看出仅考虑残余压应力的 Wheeler 与 Willenborg 模型的计算曲线与实验结果相差较大, 而考虑裂纹闭合效应的 Maarse 与 Matsuoka 模型对整个延缓过程描述得较好, 其中 Matsuoka 模型的计算结果更接近于实验曲线。

图 8 示出在  $Q_{OL} = 1.8$  和  $a = 11 \sim 35\text{mm}$  条件下的实验寿命 ( $N_e$ ) 与四种模型的计算寿命 ( $N_{ca1}$ ) 的比较。其中 Wheeler 模型在调整延缓系数  $m$  ( $m = 1.62$ ) 的条件下, 其相对误差为  $-1.46\%$ 。Matsuoka 和 Maarse 模型的相对误差分别为  $-1.40\%$  和  $-10.25\%$ 。Willenborg 模型则根据所选择的应力状态 (平面应力或平面应变) 的不同, 其相对误差

分别为+27.98%或-4.19%<sup>[16]</sup>。

## 2. 超载模型的改进与寿命估算

如上所述,在四种模型中,考虑到Maarse和Willenborg的相对误差较大,需要作适当的修正和改进。

### (1) Willenborg与Maarse模型的修正

由于超载塑性区尺寸是控制延缓效应的重要因素,而塑性区尺寸 $r_p$ 为

$$r_p = \frac{1}{\alpha\pi} \left( \frac{K}{\sigma_y} \right)^2 \quad (7)$$

在平面应力状态下,  $\alpha = 2$ ; 在平面应变状态下,  $\alpha = 6$ 。

考虑到一试件中的应力/应变状态随着 $\Delta K$ 和裂纹长度 $a$ 而变化,一般由平面应变逐渐过渡到平面应力状态。公式(7)中的系数 $\alpha$ 可以用下式表示

$$\alpha = \frac{6}{1+2S} \quad S = \frac{\Delta K - \Delta K_{th}}{(1-R)K_o} \quad (8)$$

该参数 $S$ 可假设为平面应力区在整个断口表面上所占的分数<sup>[21]</sup>。

以裂纹闭合效应为基础的Maarse模型所采用的裂纹扩展速率公式为

$$\frac{da}{dN} = C^*(\Delta K_{eff})^{n^*} = C^*(K_{max} - K_{OP})^{n^*} \quad (9)$$

式中 $K_{OP}$ 为裂纹张开载荷( $P_{OP}$ )下的应力强度因子; $C^*$ 与 $n^*$ 为实验系数。

假设裂纹闭合效应的比值 $C_f = P_{OP}/P_{max} = K_{OP}/K_{max}$ ,则上式可以改写为

$$\frac{da}{dN} = C^*[K_{max}(1 - C_f)]^{n^*} \quad (10)$$

根据Bell与Greager<sup>[22]</sup>的实验结果,不同应力比 $R$ 的 $da/dN - \Delta K$ 曲线的斜率基本上是互相平行的,这意味着实验指数 $n^*$ 对不同 $R$ 值的变化不大。为此我们可以近似地认为<sup>[21]</sup>

$$n = n^* \quad (11)$$

$$C^* = C \left( \frac{1-R}{1-C_f} \right)^n = C \left[ \frac{1-R}{1 - \left( \frac{P_{OP}}{P_{max}} \right)} \right]^n$$

考虑到在断口上应力/应变状态的连续变化, Maarse模型中所采用的椭圆公式也相应地改为

$$\left( \frac{X - \frac{1}{2\alpha}}{\frac{1}{2\alpha}} \right)^2 + \left( \frac{Y}{0.234} \right)^2 = 1 \quad (12)$$

式中  $\alpha = 6 / (1 - 2S)$ <sup>[21]</sup>。

### (2) 改进后模型对超载下的寿命估算

改进前后的Willenborg和Maarse模型对Ti-6Al-4V合金在一系列拉伸超载下的计算和实验的 $a-N$ 曲线示于图9。可以看出改进后的Maarse和Willenborg模型在寿命估算上相对误差分别下降到-2.06%与+3.99%,估算精度有了明显的提高。

### (3) 改进后模型对谱载下的寿命估算

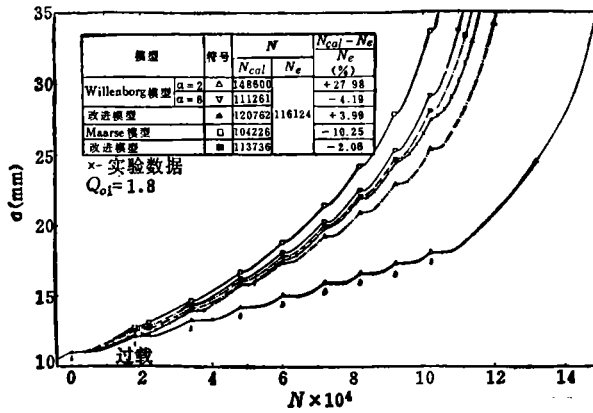


图 9 Ti-6Al-4V合金在拉伸超载下 a-N 曲线与两种模型改进前后的计算曲线<sup>(21)</sup>

Fig. 9 Comparison of testing and calculating a-N curves by two models and their modified models under tensile overload for Ti-6Al-4V<sup>(21)</sup>

将上述三种模型与两种简化试验谱的实验数据作了对比, 其结果列入表3<sup>(23)</sup>。

表 3 谱载下寿命预测的计算值与实验结果的对比<sup>(23)</sup>

Table 3 Comparison of testing results and calculated data for life prediction under spectrum loading<sup>(23)</sup>

	$S_{max}$ (MPa)	$C_1-C_f$ (mm)	$N_e$ (cycle)	$N_{cal}$ (cycle)	$\frac{N_{cal}-N_e}{N_e}$ (%)	方 法
变平均值法	221	5.0~8.0	17475	12700	-27.33	LAM
				13823	-20.87	Matsuoka
				18196	+4.13	改进法
双波法	238	4.8~9.0	15263	13353	-12.51	LAM
				13679	-10.38	Matsuoka
				16387	+7.36	改进法

由表 3 可以看出, 线性累积法(LAM)由于未考虑超载后的延缓效应, 计算结果与实验数据相差较大。Matsuoka模型对计算谱载下的寿命也还不够理想。而改进后的Maarse模型的寿命估算与试验谱的实验数据符合得较好。此外改进模型所用的材料常数均可由一般等幅加载的试验中求出, 计算程序也较为简便。因此在工程设计上具有较大的实用价值<sup>(23)</sup>。

最近我们采用类似的方法也提高了Willenborg-Chang<sup>(24)</sup>模型的寿命估算精度。

### 3. 超载下的裂纹扩展的微观机制

为了进一步了解超载下延缓效应的物理本质及其微观机制, 对LY-12和Ti-6Al-4V合金的断口和裂纹尖端进行了光学金相、干涉仪扫描与透射电镜等较系统的观察和应力/应变场的分析<sup>(25,26)</sup>。

图10(a)、(b)示出LY-12铝合金在不同超载方式下裂纹尖端及其附近塑性区的变化情况。不同方式超载前后裂纹尖端塑性区内沿试样厚度方向的应变( $\epsilon_s$ )的变化见图



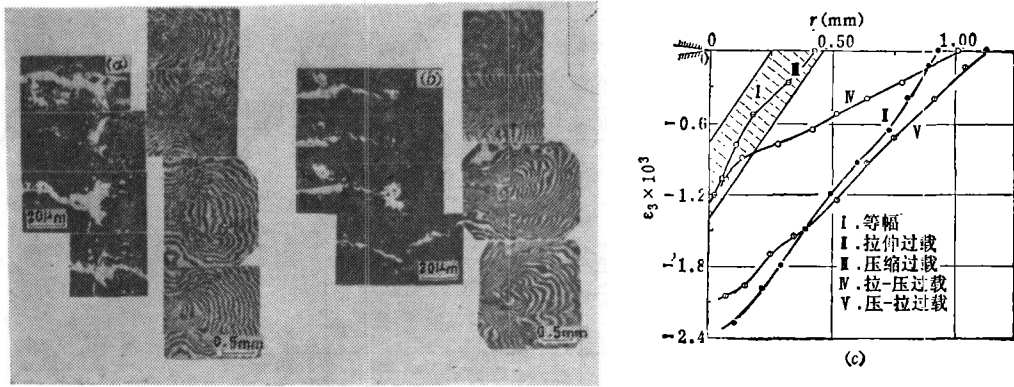


图10 不同超载前后裂纹尖端形貌

(a) 拉-拉, (b) 压-拉, 和塑性区尺寸  $r_p$  及应变  $\epsilon_3$  的变化 (c) (26)

Fig.10 Variation of configuration of crack tip and PZS before and after various overloading;

(a) tension-compression and (b) compression-tension (c) variation of  $r_p$  and  $\epsilon_3$  at crack tip under various overloading (26)

10(c)。图中  $\epsilon_3$  按下列关系式计算 (26)

$$\epsilon_3 = -\frac{\Delta Z}{2} = \frac{n\lambda}{2} \tag{13}$$

$$\epsilon_3 = -(\epsilon_1 + \epsilon_2) \tag{14}$$

式中  $\epsilon_1$ 、 $\epsilon_2$ 、 $\epsilon_3$  分别为  $x$ 、 $y$ 、 $z$  轴方向的塑性应变;  $Z$  与  $\Delta Z$  为试样厚度及其变量;  $n$ 、 $\lambda$  分别为干涉条纹的级数和光源的波长。

由图10可见, 超载前的塑性区和应变变量都很小, 拉伸和压-拉超载后两者明显增大; 压缩超载后基本上保持不变; 而拉-压超载后, 虽然塑性区尺寸  $r_p$  仍然保持不变, 但是其应变变量  $\epsilon_3$  则显著减少, 干涉条纹也由密集变为疏远。裂纹尖端后方的闭合长度也随着  $Q_{OL}$  的增大而增长。当  $Q_{OL}=2.4$  时, 约有五分之一的裂纹长度呈闭合状态, 见图11。

对不同超载比下的在裂纹尖端0.3mm附近的塑性区内进行了透射薄膜观察。在原始状态和不同超载比下Ti-6Al-4V试样中的位错组态的变化见图12。在原始退火状态的试样中, 仅能观察到少量的位错线 (图12(a)); 在等幅加载后, 局部区域一些位错线密集成带状 (图12(b)); 随着超载比的增加, 位错组态由一些片状的位错网络 (图12(c)) 到一些初始的位错胞 (图12(d)), 最后形成完全的胞状组织 (图12(e)), 位错密度也相应地增加。

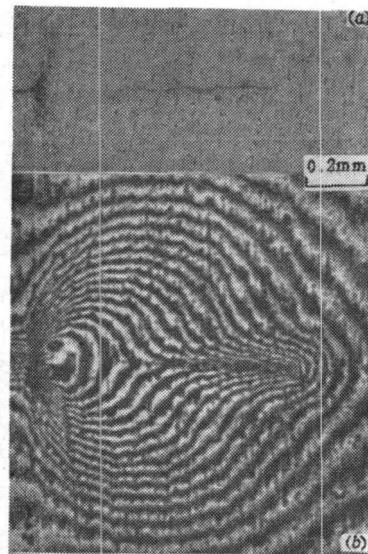


图11 在拉伸超载 ( $Q_{OL} = 2.4$ ) 下塑性区内的裂纹闭合行为 (a) 宏观照片; (b) 干涉图 (26)

Fig.11 Crack closure behavior at plastic zone under a tensile overload ( $Q_{OL} = 2.4$ ) (a) macro photograph; (b) interference pattern (26)

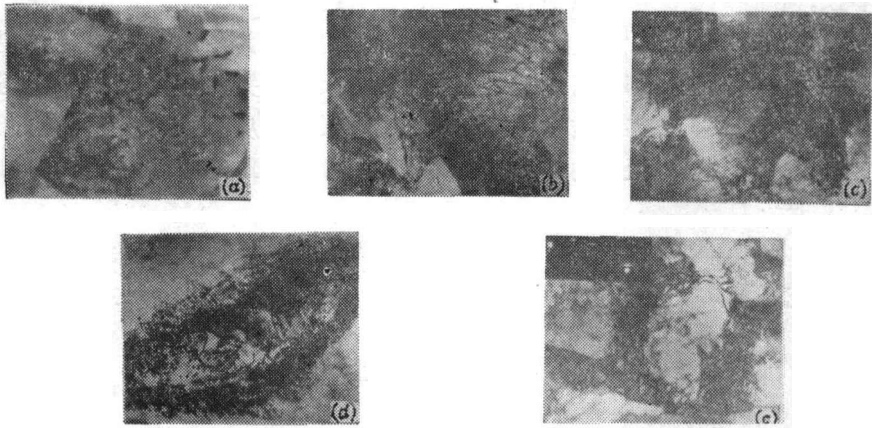


图12 塑性区内距离裂纹尖端0.3mm处的位错组态<sup>[26]</sup>

(a) 原始状态; (b)  $Q_{OL}=1.0$ ; (c)  $Q_{OL}=1.5$ ; (d)  $Q_{OL}=2.0$ ; (e)  $Q_{OL}=2.8$ <sup>[26]</sup>

Fig.12 Dislocation morphology at 0.3mm from the crack tip in the plastic zone;

(a) original state; (b)  $Q_{OL}=1.0$ ; (c)  $Q_{OL}=1.5$ ; (d)  $Q_{OL}=2.0$ ; (e)  $Q_{OL}=2.8$ <sup>[26]</sup>

根据以上观察, 超载后产生裂纹扩展延缓效应主要是下列三个因素<sup>[26]</sup>

(1) 裂纹尖端后方的闭合应力, 主要是阻止裂纹的张开; (2) 裂纹尖端塑性区内残余压应力, 主要是阻止裂纹的延伸; (3) 裂纹尖端塑性区内晶体缺陷组态的变化和密度增加, 将进一步阻止裂纹的延伸。

超载塑性区 $r_p$ 、塑性应变变量 $\epsilon_s$ 和延缓循环数 $N_D$ 随超载比 $Q_{OL}$ 的变化趋势示于图13。最大塑性应变变量 $\epsilon_{s,max}$ 与超载塑性区尺寸 $r_p$ 具有下列关系<sup>[26]</sup>

$$\epsilon_{s,max} = kr_p \quad (15)$$

式中 $k$ 为材料系数, 在本试验条件下,  $k = -4 \times 10^{-8} \text{mm}^{-1}$ 。

由图13可以看出超载后的延缓循环数 $N_D$ 与超载比 $Q_{OL}$ 也呈一定的函数关系<sup>[26]</sup>

$$N_D = N_0 \exp(mQ_{OL}^2) \quad (16)$$

式中 $N_0$ 与 $m$ 为实验系数。

试验中也观察到裂纹尖端的钝化、二次裂纹的出现、裂纹扩展的转向和断口的粗糙度等也将不同程度地影响裂纹扩展延缓效应。

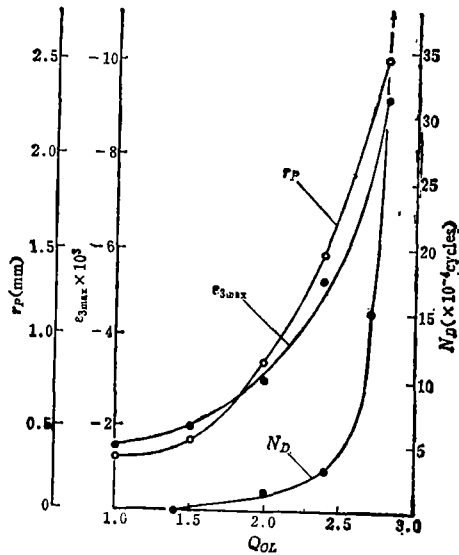


图13 超载比对 $r_p$ 、 $\epsilon_{s,max}$ 与 $N_D$ 的影响<sup>[26]</sup>

Fig.13 Effect of overload ratio on  $r_p$ ,  $\epsilon_{s,max}$  and  $N_D$

### 四、影响疲劳裂纹扩展的一些因素

#### 1. 显微组织的影响

关于组织结构对疲劳性能的影响, 作者曾作过一些评述<sup>[6,27]</sup>。其中晶粒度的影响曾

有过一些争议。例如对于一般低碳钢和钛合金, 疲劳门槛值与晶粒尺寸  $d^{1/2}$  成正比; 而对于高强度钢来说,  $\Delta K_{th}$  与  $d^{1/2}$  成反比<sup>[28]</sup>。这种差异可以认为在低速扩展下, 裂纹前端反转塑性区尺寸与晶粒内部的组织单元间距的相对大小有关。当塑性区尺寸达到晶粒内部结构尺寸时, 裂纹扩展将由结构不敏感达到结构敏感, 从而使晶界的影响处于第二位。显微结构尺寸 (或其间距) 的减小使裂纹扩展的自由平均距离减低, 将相应地使裂纹扩展速率降低<sup>[27]</sup>。

对于一些多相合金来说, 疲劳门槛值也与各组织组成的相对含量有关。Masounave 与 Bailon<sup>[29]</sup> 研究了不同铁素体 ( $\alpha$ ) 与珠光体 ( $P$ ) 含量的碳钢的疲劳裂纹扩展行为, 并给出下列关系式

$$\Delta K_{th0} = f_{\alpha}^2 \phi_{\alpha} + (1 - f_{\alpha}^2) \phi_P \quad (17)$$

式中  $f_{\alpha}$  为铁素体的体积分数;  $\phi_{\alpha}$  与  $\phi_P$  表征  $\alpha$  与  $P$  对  $\Delta K_{th}$  的作用函数式。

我们曾对不同等温处理后的高强度钢的疲劳门槛值进行了测定<sup>[30]</sup>。经三种不同处理后得到组织组成物的相对含量, 如表 4 所示。

表 4 不同等温处理后的高强度钢的组分体积分数<sup>[30]</sup>

Table 4 Microstructures and vol. % of various constituents after different isothermal treatments in high strength steels<sup>[30]</sup>

组 织 组 成 物	残余奥氏体 $f_A$	贝氏体 $f_B$	马氏体 $f_M$
1	8	25	67
2	13	50	37
3	8	36	56

各种状态下的  $\Delta K_{th}$  与组织组成含量的关系可以近似地用下列经验式表示

$$\Delta K_{th} = 1.95 f_M + 7.53 f_B + 14.1 f_A \quad (18)$$

式中  $f_M$ 、 $f_B$ 、 $f_A$  分别为回火马氏体、贝氏体和残余奥氏体的体积百分数。三种不同组成对高强度钢的  $\Delta K_{th}$  的贡献是不同的, 即  $M:B:A$  约等于  $1:4:7$ 。以上结果与 Schwalbe<sup>[31]</sup> 所报导的 4340 钢中含有 10% 残余奥氏体对塑性变形功的贡献大致相当。

## 2. 应力比的影响

实验结果表明, 应力比或平均应力对疲劳裂纹初期扩展行为有着显著影响。Schmidt 与 Paris<sup>[32]</sup> 认为应力比对门槛值的影响可以用裂纹闭合效应加以解释。假定材料具有固定的门槛值  $\Delta K_0$  和恒定的闭合强度因子  $K_{C1}$ , 当应力比  $R < R_{C1}$  时

$$K_{thmax} = K_{C1} + K_0 = \text{常数} \quad (19)$$

$$\Delta K_{th} = [K_{C1} + K_0] (1 - R) \quad (20)$$

当应力比  $R > R_{C1}$  时

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 = \text{常数} \quad (21)$$

$$K_{max} = \frac{\Delta K_{th}}{1 - R} = \frac{\Delta K_0}{1 - R} \quad (22)$$

这一趋势和 30CrMnSiNi2A 高强度钢的实验结果是一致的, 如图 14 所示。当应力比  $> 0.3$  时,  $\Delta K_{th}$  随  $R$  无明显变化; 当  $R < 0.3$  时,  $K_{thmax}$  接近一常数。当  $R = 0.1$  时, 门槛值区

域的断口上有明显的磨蚀痕迹，而在高的应力比下则未曾发现。这一现象可能是在较小的张开位移下“氧化物诱发闭合机制”起着主导作用<sup>[33]</sup>。

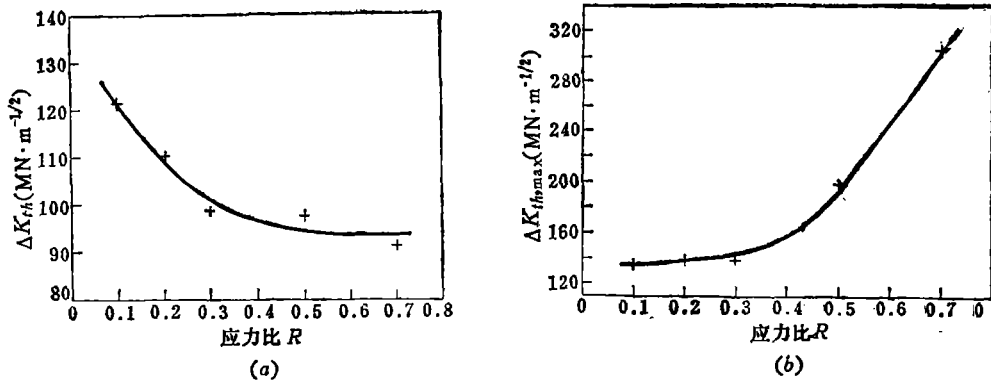


图14 应力比对30CrMnSiNi2A钢 (a)  $\Delta K_{th}$  与 (b)  $K_{thmax}$  的影响<sup>[33]</sup>

Fig.14 Effect of stress ratios on (a)  $\Delta K_{th}$  and (b)  $K_{thmax}$  for a 30CrMnSiNi2A steel<sup>[33]</sup>

应力比对中强度钢和铝合金门槛值的影响较对高强度钢更为显著。例如在 LY-12CZ 铝合金中，当  $R > 0.7$  时， $\Delta K_{th}$  仍然有继续下降趋势，该现象可能是和不同材料的闭合效应有关<sup>[34]</sup>。

### 3. 表面状态的影响

由于疲劳裂纹的萌生一般起始于表面层内，试件的表面状态对疲劳性能有着显著的影响。

#### (1) 喷丸强化

材料在喷丸处理后，表面层发生微观组织和残余压缩应力的变化，提高了疲劳性能<sup>[35]</sup>。图15示出30CrMnSiNi2A钢经喷丸处理后表面层中晶格畸变( $\Delta a/a$ )、积分强度( $\beta$ )、威氏硬度(HV)和残余压应力( $\sigma_r$ )随表面层深度( $d$ )的分布<sup>[31]</sup>。

近年来我们对不同材料的实验结果表明，材料在喷丸强化中表现为“循环硬化”(退火金属)和“循环软化+硬化”(硬化金属)。图15示出硬化钢在喷丸过程中随着喷丸强度  $f$  增加  $\beta-d$  曲线的变化示意图。这种软化区的存在对某些喷丸试件疲劳裂纹在次表面层萌生的现象得到合理的解释<sup>[36]</sup>。

此外由于表面层残余压应力可以高达1000 MPa，表面层较高的压应力对裂纹前端施加一种“钉扎”作用，从而降低了裂纹扩展速

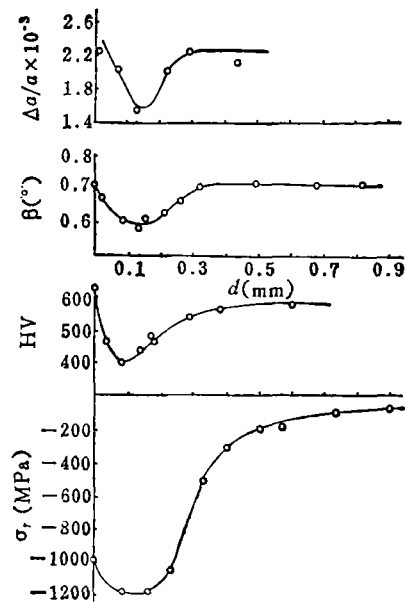


图15 30CrMnSiNi2A钢表面层在喷丸后显微组织、硬度与残余应力的变化<sup>[30]</sup>

Fig.15 Variation of structures, hardness and residual stresses at surface layer after shot-peening in 30CrMnSiNi2A steel<sup>[30]</sup>

率。这种“钉扎”效应已由断口观察得到证实<sup>[30]</sup>。

(2) 挤压强化

大量的失效分析表明，受力件紧固孔边缘疲劳裂纹的萌生与扩展是飞机构件的主要破坏形式之一。为此采用冷挤压强化构件紧固孔的工艺已得到较广泛的应用并取得较显著的效果。四种飞机结构材料50%存活率的寿命比值 ( $N_R = [N_{50}]_{挤} / [N_{50}]_{未挤}$ ) 的成组对比试验结果列于表5<sup>[37]</sup>。

表5 四种飞机材料冷挤压强化前后疲劳寿命的对比<sup>[37]</sup>

Table 5 Comparison of fatigue life before and after cold-expansion hardening for four aircraft materials<sup>[37]</sup>

	$\sigma_{max}$ (MPa)	$N_R = \frac{[N_{50}]_{挤}}{[N_{50}]_{未挤}}$	备 注
LC4CS	156.9	4.05~7.27	R = 0.1 α = 5 % C = 95%
LY12CZ	191.0	1.85~2.65	
30CrMnSiNi2A	840.6 700.5	1.22~2.66 1.88~5.78	
40CrMnSiMoVA	700.5	1.84~4.25	

图16示出四种结构材料内孔挤压强化层的残余应力的分布情况。内孔表面层中残余压应力的存在将明显地抵消部份外加拉应力，导致抗裂纹扩展能力的提高。最近根据孔边残余应力的分析和考虑了有效应力强度因子 $K_{eff}$ 等因素，使挤压试件裂纹扩展寿命估算精度有了较显著的提高<sup>[37]</sup>。

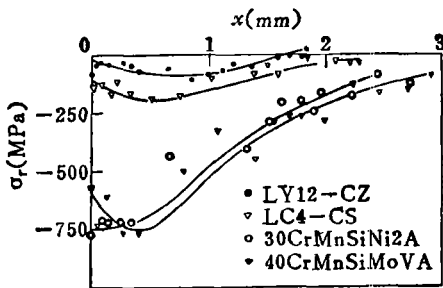


图16 四种飞机材料冷挤压强化层内残余应力的分布<sup>[37]</sup>

Fig.16 Distribution of residual stresses at cold-expansion hardened layer for four aircraft materials<sup>[37]</sup>

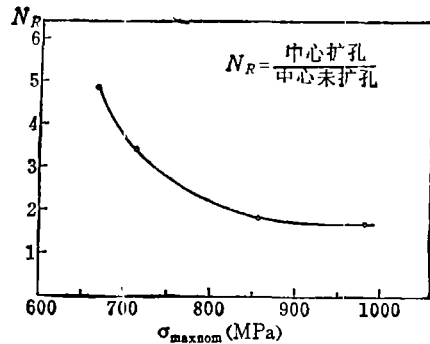


图17 30CrMnSiNi2A钢不同应力水平下50%寿命比 $N_R$ <sup>[37]</sup>

Fig.17 50% life ratios  $N_R$  at different stress levels for a 30CrMnSiNi2A steel<sup>[37]</sup>

应当指出，在不同使用应力  $\sigma_{max}$  水平下的挤压强化效果是有差异的。图17示出30CrMnSiNi2A钢在不同应力水平下挤压前后寿命比值  $N_R$  的变化。可以看出在较低使

用应力水平下挤压强化的效果更为显著,这可能是不同使用应力下残余应力的释放与再平衡的程度不同所致<sup>[37]</sup>。

## 五、结 束 语

材料在使用条件下不仅受到一些外界因素,如应力状态、环境、表面状态、几何尺寸等的综合影响,也受到材料内在的组织结构及其在生产和使用中造成的疲劳损伤所支配。虽然目前提出不少微观机制、力学方程和设计准则等,但是对工程材料的疲劳裂纹扩展过程,特别是裂纹初期扩展阶段,如短裂纹、门槛值以及环境、谱载等和其他因素的综合作用以及其工程应用方面有待今后进一步研究。

在实验方案设计中,要结合构件的实际使用条件,如载荷状态、环境介质、尺寸效应等,采用宏观与微观相结合,材料、工艺与设计相结合,开展应用基础研究和工程应用研究,找出提高材料与构件的抗疲劳性能的途径,以便更有效地为产品设计、生产实践和使用维护服务。

本报告在整理过程中,得到刘才穆、顾明达、欧阳杰、苏小燕、袁高鸣等同志的大力协助,特此致谢。

## 参 考 文 献

- [1] Ritchie, R. O., Proc. 1st Intern. Conf. Fat. Thresholds, Stockholm, Vol. 1, (1981), 503.
- [2] Yan Minggao (颜鸣皋), Wang Zhongguang (王中光), Proc. 1st China-USA Bilateral Metall. Conf., Beijing, (1981), 354.
- [3] Ouyang Jie (欧阳杰), Yan Minggao, Proc. Intern. Sym. Fat., ASTM, Dallas, (1984).
- [4] Blom, A. F., 航空材料 (专刊), 2 卷 1 期, (1982).
- [5] 颜鸣皋, 航空学报, 4 卷 2 期, (1983), 13.
- [6] Hertzberg, R. W., Mills, W. J., ASTM STP600, (1976), 220.
- [7] Beevers, C. J., Metals Sci., Aug/Sept., (1977), 362.
- [8] Cottrell, A. H., Trans. AIME, 44, (1956), 192.
- [9] Lynch, S. P., ASTM STP675, (1979), 174.
- [10] Yu Chonghua (于崇华), Yan Minggao, Fat. Engng. Mat. Struct., 3, (1980), 189.
- [11] Rice, J. R., ASTM STP415, (1966), 247.
- [12] Antolovich, S. D., Saxena, A., Engng. Frac. Mech., 7, (1975), 649.
- [13] Weiss, V., Lal, D. N., Metall. Trans., 5, (1974), 1946.
- [14] Yan Minggao, Yu Chonghua, RES Mech., 10, (1984), 153.
- [15] Pook, L. P., ASTM STP513, (1971), 106.
- [16] Gu Mingda (顾明达), Zhang Yongkui (张永奎), Yan Minggao, Fat. Engng. Mat. Struct., 5, (1982), 167.
- [17] Wheeler, O. E., Trans. ASME, J. Bas. Engng., 97, (1972), 181.
- [18] Willenborg, J. D., Engle, R. M., Wood, H. A., AFFDL TM 71-LFBR, (1971).
- [19] Maarse, J., Fracture, ICF-3, Vol. 4, (1977), 1025.
- [20] Matsuoka, S., Tanaka, K., Engng. Frac. Mech., 10, (1978), 515.
- [21] 张永奎, 顾明达, 颜鸣皋, 航空学报, 3 卷 2 期, (1982), 91.
- [22] Bell, P. D., Greager, M., AFFDL TR 74-129, (1974).
- [23] Zhang Yongkui, Gu Mingda, Yan Minggao, Proc. Intern. Sym. Frac. Mech., ICF, Beijing, (1983), 863.
- [24] Chang, J. B., Engle, R. M., Szamassi, M., Fracture, ICF, 5, (1981), 2615.
- [25] 欧阳杰, 颜鸣皋, 金属学报, 18 卷 1 期, (1982), 38.
- [26] Ouyang Jie, Yan Minggao, Song Deyu (宋德玉), Proc. Intern. Sym. Frac. Mech., ICF, Beijing,

- (1983), 769.
- [27] 颜鸣皋, 第一届断裂力学与断裂物理会议论文集, (1978), 179.
- [28] Gerberich, W. W., Moody, N. R., ASTM STP675, (1979), 292.
- [29] Masounave, J., Bailon, J. P., Proc. ICM-2, Boston, (1976), 636.
- [30] Yan Minggao, Gu Mingda, Liu Caimu(刘才穆), Proc. 1st Intern. Conf. Fat. Thresholds, Stockholm, Vol. 2, (1981), 615.
- [31] Schwalbe, K. H., Engng. Frac. Mech., 9, (1977), 796.
- [32] Schmidt, R. A., Paris, P. C., ASTM STP536, (1973), 79.
- [33] 赵伟、丁传富、顾明达、颜鸣皋, 航空材料(专刊), 3卷1期, (1983), 39.
- [34] LY12 CZ 铝合金疲劳门槛值的研究, 航空材料研究所, 技术报告, (1984).
- [35] Wang Renzhi (王仁智), Fat. Engng. Mat. Struct., 2, (1979), 413.
- [36] Wang Renzhi, Li Xiangbin (李向斌), Tan Yonggui (谭永贵), Yan Minggao, Proc. 1st Intern. Sym. Shot-peening, France, (1981).
- [37] 苏晓燕, 航空材料研究所硕士论文, (1984).

## MECHANISMS OF FATIGUE CRACK PROPAGATION AND THEIR ENGINEERING APPLICATIONS TO SOME STRUCTURAL MATERIALS

*Yan Minggao*

*(Beijing Institute of Aeronautical Materials)*

### Abstract

A brief review of recent works on the mechanisms of fatigue crack propagation behavior and their applications to some aircraft Al-alloys, Ti-alloys and high-strength steels in the Institute of Aeronautical Materials is presented.

The change of microscopic morphology and mechanisms of FCP at different propagation stages, especially in the initiation stage, are described. A general analytical expression for calculating fatigue threshold values of common metals and alloys is proposed.

The ability of each of four current retardation models to predict fatigue life of Ti-6Al-4V alloy under tensile overloading is evaluated. Some modifications of the Willenborg and Maarse models and their applications to the life prediction of Al- and Ti-alloys are investigated. The presented modified Maarse model is recognized to be improved obviously in the life prediction under tensile overloading and spectrum loadings.

The effects of microstructures, stress ratios, surface conditions and environments on the fatigue crack propagation behaviors of some aircraft structural materials are discussed.