

疲劳裂纹扩展门槛值的研究进展

曾春华

(中国科学院力学研究所)

主题词 裂纹扩展; 疲劳; 门槛值

I. 引言

大量的研究和疲劳裂纹扩展的试验表明, 对于存在一定尺寸裂纹及缺陷的材料或构件, 只有当裂纹尖端的应力强度因子达到或超过某一值时, 裂纹才会在交变应力的作用下扩展。当裂纹尖端的应力强度因子小于这一值时, 裂纹在交变应力作用下不发生扩展。这个应力强度因子值, 就是界限应力强度因子幅值 ΔK_{th} , 在疲劳研究中称为裂纹扩展的门槛值。

门槛值 ΔK_{th} 和疲劳裂纹扩展速率 da/dN 一样, 是反映带裂纹或缺陷构件抗疲劳性能的一个重要指标, 是工程机械或构件设计选材和安全性分析不可缺少的重要参数。在实际结构中, 对于一些重要的承力构件, 需要根据材料的 ΔK_{th} 来确定其工作应力水平, 即根据构件上存在的初始裂纹尺寸或无损探伤检验方法所能发现的初始裂纹尺寸 a_0 , 再根据门槛值, 去求出该裂纹在疲劳载荷下不发生扩展的界限应力, 按照界限应力确定构件的允许工作载荷。或者反过来, 在给定的工作载荷下, 根据 ΔK_{th} 确定不发生扩展的允许裂纹尺寸; 或根据门槛值可以判断已存在缺陷的构件中, 哪些缺陷会在承载过程中扩展, 以便监视, 防止灾难性破坏事故的发生。

本文对疲劳裂纹扩展门槛值的概念、意义、门槛值的理论计算、实验确定方法以及影响门槛值的一些主要因素(如平均应力或应力比, 热处理工艺, 显微组织, 试验频率, 试样的厚度与缺口根部半径, 环境等), 作了全面的综述, 并对门槛值的确定方法进行了分析和讨论, 最后对今后如何研究门槛值作了新的探讨。

II. 门槛值的理论计算方法

疲劳裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 在工程应用和抗疲劳设计中具有重要的作用, 近年来, 对不同金属和合金的门槛值进行了广泛的测试, 导出了一些计算 ΔK_{th} 的解析式和经验计算公式。Matsumoto & Kitagawa^[1] 用 X 射线研究疲劳断口, 得到一个重要结果, 证明断裂的临界应变值就是屈服点的应变; 还证明退火低碳合金钢的应力强度因子处于界限值的条件下, 裂纹尖端处塑性区为最小, 从而提出了一种用应力强度因子计算裂纹扩展门槛值的理论公式, 即各种材料的疲劳裂纹扩展门槛值, 可用它的屈服强度 σ_Y 来计算:

$$\left. \begin{aligned} \text{对于弯曲受力状态, } \Delta K_{th} &= 0.85\sigma_Y \\ \text{对于拉伸受力状态, } \Delta K_{th} &= 0.42\sigma_Y \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

笔者认为,这种门槛值的计算方法不仅在实用中很方便,只要知道 σ_Y 就立即可把 ΔK_{th} 求出,而且具有明晰的物理意义。但对于高韧性材料,当裂纹增长时,其裂纹尖端处具有很大的塑性变形能力,这时计算门槛值的式子中,必须用材料的拉伸强度 σ_B 代替 σ_Y 。

Weiss^[2]在总结六种材料实验的基础上,提出了一个计算门槛值的公式

$$\Delta K_{th} = 1.5(0.1E)^2 \rho^* \quad (2)$$

式中 ρ^* 为一常数,等于 250 \AA ,称为Neuber显微支承效应常数;E为杨氏模量。

之后,Kitagawa等又提出一个用材料的E和 σ_Y 计算门槛值的公式

$$\Delta K_{th} = n(AE - mB\sigma_Y) \quad (3)$$

式中 $A = 1.905 \times 10^{-3}$; $B = 1.655 \times 10^{-1}$ 。对于平面对称弯曲, $n = m = 1$;对于另外的加载形式, $n = 0.5 - 0.75$, $m = 0 - 1$ 。

西冈邦夫^[3]用碳钢(0.1%C及0.4%C)HT-100高强度钢和Mn-Cr-Mo铸钢试样进行大量试验,证明这种材料的 ΔK_{th} 可从缺口试样的疲劳极限 σ_W 求得:

$$\Delta K_{th} = C\sqrt{\rho_1}\sigma_W \quad (4)$$

式中 $C = 0.97 + 8.75 \times 10^{-3}\sigma_B$; ρ_1 为缺口尖端的曲率半径。

北川英夫^[23]用16种金属材料进行试验,得出与式(3)十分相似的公式

$$\Delta K_{th} = AE - B\sigma_Y \quad (5)$$

式中常数 $A = 2.0 \times 10^{-3}$ 毫米^{1/2}; $B = 0.210$ 毫米^{1/2}。

McEivily^[4]通过大量试验证明 ΔK_{th} 可以由缺口试样的疲劳极限 σ_W 确定:

$$\Delta K_{th} = (1/2)[(1-R)/(1+R)\pi\rho^*]^{1/2}\sigma_W \quad (6)$$

式中 $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ 为应力比; ρ^* 是Irwin-Neuber关系 $K_I = \lim_{\rho \rightarrow 0} (\sqrt{\pi/2}) K_I \sigma \sqrt{\rho}$ 中,当 $\rho \rightarrow 0$ 时的极限值; K_I 为应力集中系数; σ 为外加应力; ρ 为裂纹尖端根部的曲率半径。

Fine^[5]也根据试验结果证实裂纹扩展门槛值可由试件的循环屈服应力 σ_{YC} 求得:

$$\Delta K_{th} = 2[(H_{nc}/2)\rho]^{1/2}\sigma_{YC} \quad (7)$$

式中 H_{nc} 为常数,由 $\sigma/\sigma_{YC} = (\epsilon/\epsilon_{YC})^n$ 决定; ρ 为缺口根部半径。

Lukas^[6]同样认为 ΔK_{th} 可由疲劳极限求出:

$$\Delta K_{th} = 1.122(\pi L_c)^{1/2}\sigma_W \quad (8)$$

式中 L_c 为裂纹在疲劳极限时的临界裂纹长度,是一材料常数。

黄明志等^[7]通过实验也证实 $\Delta K_{th}(R)$ (考虑平均应力)可由材料的循环屈服应力 σ_{YC} 求得:

$$\Delta K_{th}(R) = ((1-R)/2)(\pi\rho_0)^{1/2}\sigma_{YC} \quad (9)$$

式中 ρ_0 为材料从弹性钝化到塑性钝化的临界值,为一材料常数; R 为应力比。

黄维扬^[18]应用钝裂纹的概念,首先采用能量消耗理论,以D-M模型为例,详细地分析了裂纹尖端的循环应力和应变,给出计算门槛值的公式:对于D-M模型,

$$\Delta K_{th} = \sqrt{(\pi/2)\epsilon_s} K_{max} = 1.2533\sqrt{\epsilon_s} K_{max} \quad (10)$$

式中 ϵ_s 为材料常数; K_{max} 为应力强度因子最大值。对于加工硬化材料,

$$\Delta K_{th} = (\sqrt{\pi/2})\sqrt{\rho_{max}}\sigma_{YC} \quad (11)$$

式中 ρ_{max} 为根部最大曲率半径,或

$$\Delta K_{th} = 0.8862(1-R)\sqrt{\rho_{max}}\sigma_W \quad (12)$$

于崇华等^[8]根据疲劳裂纹尖端的应变分布和塑性区尺寸的分析推出如下公式:

$$\Delta K_{th} = 2\sigma_Y(E\varepsilon_f/2\sigma_Y)^{(1+n)/2}\sqrt{2\pi\rho} \quad (13)$$

式中 ε_f 为真实应变, $\varepsilon_f = \ln[1/(1-\psi)]$, ψ 为材料的断面收缩率; ρ 为裂纹尖端的根部半径。

当裂纹处于起始扩展时, 可以近似地假定 $n=1$, 因此门槛值的公式可写成

$$\Delta K_{th} = E\varepsilon_f\sqrt{2\pi\rho_{min}} \quad (14)$$

式中 ρ_{min} 为裂纹扩展时其尖端根部的临界半径, 相当于一个原子间距。

Fine^[9]从启动裂纹顶端位错源所需的应力出发, 推出计算 ΔK_{th} 的公式

$$\Delta K_{th} = \alpha\sigma_s(s)^{1/2} \quad (15)$$

式中 α 为塑性削减裂纹尖端应力峰的能力, 是一个无量纲常数; σ_s 为启动裂纹尖端距离 s 的位错源时所需的应力; s 与晶粒尺寸有正比关系。

张平生^[10]也从疲劳裂纹尖端应变分布及塑性区分布推出计算 ΔK_{th} 的公式

$$\Delta K_{th} = \frac{1}{2} [E\varepsilon_{fc}/\sigma_{YC}]^{(1+n_c)/2} (\pi\rho_c)^{1/2} \sigma_{YC} \quad (16)$$

式中 ε_{fc} 为循环真实应变; ρ_c 为循环载荷下缺口根部半径; n_c 为常数。

Radhakrishnan^[11]在对疲劳裂纹扩展参数的定量分析中, 认为 ΔK_{th} 可由下式计算:

$$\log \Delta K_{th} = (-1.25/m + 1.14) + r \log(1-R) \quad (17)$$

式中 m 和 r 为材料常数。

Yokobori^[12]根据必须使领先位错从源点达到晶粒边界的条件, 提出如下公式:

$$\Delta K_{th} = \Delta K_i + M_0(\rho'/N^* \cdot d/b)^{(1+\beta)/2m\beta} \quad (18)$$

式中 d 为晶粒直径; b 为柏氏矢量; N^* 为位错反射的数目; m 和 β 为常数; ρ' 为单位体积内增长的体积密度; $\Delta K_i = Gb/(1-\nu)\sqrt{nx}$, ν 为波桑比; $M_0 = 2G\sqrt{b}(\beta N^*/k^2(m))^{1/2} \times [(N^*/\rho') \cdot (1/r(m))]^{1/m} \{ [1/[f(\beta)]^m] [mr(m)/a_1] [\tau_0^*/G] \}^{(1+\beta)/2m\beta}$; $r(m) = 1.396m^{-1.45}$; G 为剪切模量。

刘浩文等^[38]根据钢的裂纹尖端塑性变形, 认为 ΔK_{th} 与应力集中系数 ΔK_i 之间符合

$$\Delta K_{th} = 0.7\Delta K_i \text{ 或 } \Delta K_{th} = (\sigma_Y/2\sigma_{Y(c)})\Delta K \quad (19)$$

的关系式, 此时裂纹扩展公式为

$$da/dN = 3.0l_i [\Delta K/\Delta K_{th} - 0.9]^2 \quad (20)$$

式中 l_i 为裂纹长度。

McFvily & Minakawa^[39]根据疲劳裂纹增长的裂纹闭合原则, 提出 da/dN 与 ΔK_{th} 的关系式为

$$da/dN = A(\Delta K - \Delta K_{th})(1 + \Delta K/(K_{cc} - K_{max})), K_{max} = \Delta K/(1-R) \quad (21)$$

式中 A 为常数; K_{cc} 是循环断裂韧度; ΔK 为应力强度因子幅值。

张永奎等^[40]根据谱形加载下裂纹扩展的估算公式, 并与门槛值建立了相应的关系:

$$S = \frac{\Delta K - \Delta K_{th}}{(1-R)K_c} = \frac{K_{max} - \Delta K_{th}/(1-R)}{K_c}, \alpha = \frac{6}{1+2s} \quad (22)$$

并以此建立椭圆方程

$$\left(\frac{x-1/(2\alpha)}{1/(2\alpha)}\right)^2 + \left(\frac{Y}{0.234}\right)^2 = 1 \quad (23)$$

式中 K_c 为临界应力强度因子; α 为系数。

III. 门槛值的实验确定方法

Donahue等^[14]根据大量疲劳裂纹扩展实验数据证明,在空气介质和平面应变条件下,各种材料的 da/dN 在 10^{-8} — 10^{-7} 毫米/次范围内所对应的应力强度因子幅值 ΔK , 一般就是该材料的 ΔK_{th} 。以后人们就根据这个定义,用实验的方法确定各种材料的门槛值。

中国科学院力学研究所断裂疲劳组^[15]根据上述定义,用实验方法确定了 30Cr 2MoV 的裂纹扩展门槛值具体步骤是:第一阶段先用三点弯曲试样(图 1),在疲劳试验机上测定裂纹扩展速率,开始用较大的交变载荷引发疲劳裂纹,待裂纹扩展到预定的初始裂纹长度后,把载荷降到预定值。试验过程中,用工具显微镜观测,每当裂纹扩展的长度增加

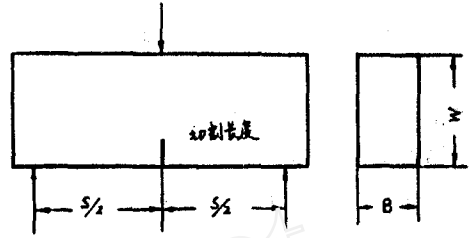


图 1 确定 ΔK_{th} 值的三点弯曲试样

0.1 毫米或 0.2 毫米时,记下疲劳载荷的循环次数 N 。这样便可得到裂纹长度 a 与循环次数 N 的关系曲线。再用中值法求出不用 a 值下的 da/dN 。以得到 da/dN - ΔK 关系曲线。第二阶段是在所得 da/dN - ΔK 关系曲线上定出裂纹扩展速率为 10^{-8} 毫米/次时的 ΔK 值,记为 ΔK_{-8} , 则 $\Delta K_{th} \leq \Delta K_{-8}$ 。实验时可把 ΔK 取小些,如果经过 10^6 — 10^7 次循环裂纹一直不扩展,把这 ΔK 记为 ΔK_s , 则 $\Delta K_{th} \geq \Delta K_s$ 。测出 ΔK_{-8} 和 ΔK_s 后, ΔK_{th} 就可由 $\Delta K_s \leq \Delta K_{th} \leq \Delta K_{-8}$ 确定,并导出这种材料的门槛值公式

$$\Delta K_{th} = 37\sqrt{1-R} \quad (24)$$

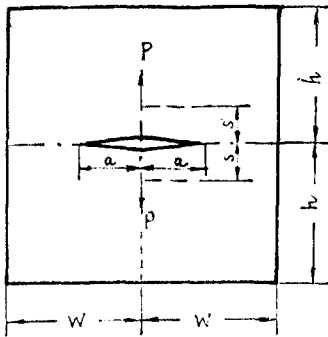


图 2 确定 ΔK_{th} 的长方形板中心裂纹试样

Schijve^[16]采用长方形板中心裂纹试样(图 2),在铅直裂纹方向的对称面的某二点上加对称载荷 P ,发现当 $h/w = 0.92$, $s/w = 0.07$, 裂纹的扩展在 $a/w = 0.1$ — 0.6 时, K 的变化大约只有 $\pm 2\%$ 。这样便可采用常应力场强度的试验方法确定 ΔK_{th} 。试验中可给定一个 K_{max} , 采用不同的 ΔK , 作出 da/dN - ΔK 的变化曲线,再条件地定出 ΔK_{th} 值。

西安交通大学金属材料及强度研究室^[18]提出顺序降低、逐次逼近确定 ΔK_{th} 的实验方法。先在较高的载荷幅值 ΔP 下经过若干次循环引发疲劳裂纹,然后顺序降低外加载荷,使 ΔK 逐级降低, da/dN 也随即相应地减慢。使裂纹停止扩展的最大 ΔK 即为 ΔK_{th} 。按照通常的 ΔK_{th} 定义,他们规定在 50×10^4 周内,裂纹长度增量 Δa 小于 0.05 毫米,亦即 $da/dN < 10^{-7}$ 毫米/次,就可认为疲劳裂纹停止扩展。为了减小上一级过载对裂纹扩展的滞后作用,一方面要使载荷下降的“台阶”不要太大,特别是在接近门槛值的时候;另一方面在每一个载荷水平要有足够“步长”,使裂纹扩展长度大于上一级过载的反向塑性区尺寸。

李宗璿等^[17]也提出一种类似的确定 ΔK_{th} 的实验方法。采用三点弯曲试样,先选择一

个较低的载荷幅值 $\Delta P = P_{\max} - P_{\min}$ ，在固定 R 值下，如果裂纹不发生扩展，则逐步升高 ΔP ，直到一个合适的 ΔP 时，经过 $10^{-6} - 10^{-7}$ 毫米/次裂纹刚有扩展，此时 ΔP 所对应的 $\Delta K_{th} = (\Delta P/B\sqrt{w})f(a/w)$ 即为裂纹扩展门槛值。试验时控制 $da/dN < 2 \times 10^{-7}$ 毫米/次。

IV. 影响门槛值的主要因素

实际构件的疲劳强度不仅跟材料的性质有关，而且跟构件的几何形状、应力集中、加工工艺、环境等因素有关。大量的实验研究表明， ΔK_{th} 也受许多因素的影响。

1. 平均应力或应力比 R 的影响 Cooke^[19]，Bucci^[20] 和 Pook^[21] 等研究各种材料门槛值，发现平均应力或循环应力比对门槛值的影响十分显著。实验数据普遍表明， ΔK_{th} 随 R 的增加而降低。实验结果和数据见表 1 和图 3。

Klesnil & Lukas^[21] 等也证实 R 是影响 ΔK_{th} 的重要因素，并且服从关系式

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th0}(1 - R) \quad (25)$$

式中 ΔK_{th0} 为应力比 $R = 0$ 时的门槛值； r 是材料常数。

邓蓉英等^[22] 研究 R 对 15MnVN 钢 ΔK_{th} 的影响。实验在 $R = 0.1 - 0.9$ 范围内，在固定 R

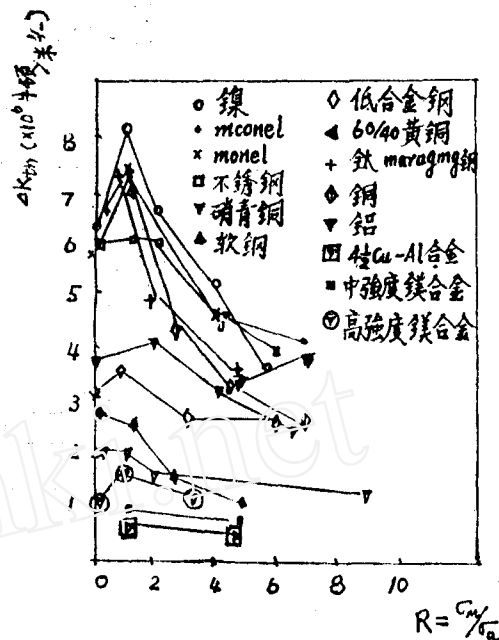


图3 各种材料的门槛值与应力比的关系

表 1 几种中碳钢的门槛值 (不同 R 值下)

材料*	应力比 R	$\Delta K_{th} \times 10^6$ (牛顿/米 ^{3/2})	材料*	R	$\Delta K_{th} \times 10^6$ (牛顿/米 ^{3/2})
1FP(6毫米厚)	0.26	6.61	4MP	0.34	8.16
	0.27	6.60		0.50	6.13
	0.34	5.45		5MP	0.27
	0.51	4.42	0.36		7.67
2P	0.34	5.63	0.37	7.50	
			0.37	7.60	
3P	0.26	7.25	0.50	6.00	
	0.34	6.10			

* 含碳量约0.55%，含 Mn 量 0.66—2.22%

值， $a/w = 0.25 - 0.3$ ， $da/dN \leq 0.2 \times 10^{-6}$ 毫米/次下进行，证明 R 对 ΔK_{th} 的影响表现为两种情况：在低循环应力比范围， ΔK_{th} 值明显地随 R 的增加而降低， R 和 ΔK_{th} 之间呈线性关系； R 增加到一定值后， ΔK_{th} 几乎不再随 R 而变化，保持一恒定值，试验得出的 R 与 ΔK_{th} 的关系如图 4 所示。

褚武扬^[24] 指出，平均应力或应力比 R 不仅控制疲劳裂纹扩展速率，而且对 ΔK_{th} 也有较大的影响，通常是随着 R 的增加， ΔK_{th} 下降，并满足下列关系式：

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th0}(1 - R)^m$$

(26)

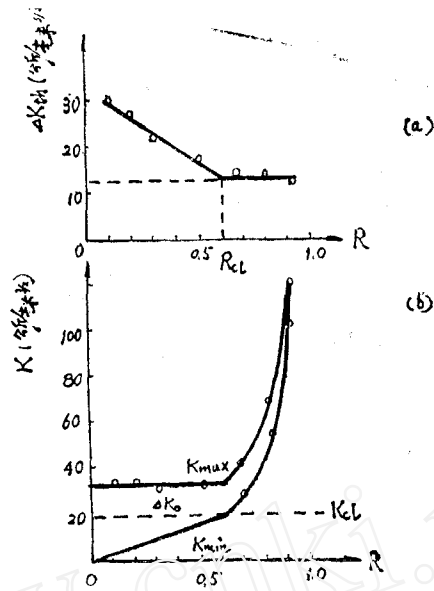


图4 门槛值 ΔK_{th} 与应力比R的关系
(a) ΔK_{th} 与R关系 (b) K_{max} , K_{min} 与R关系

表 2 不同材料的计算门槛值

材 料	R	ΔK_{th}	材 料	R	ΔK_{th}
低碳钢	0	6.35	碳	0	8.16
	0.33	5.65		0.33	7.36
	0.50	4.76		0.57	5.47
	0.64	3.75		0.71	4.08
	0.75	2.97	钛	0	4.24
18/8不锈钢	0	6.46		0.69	2.71
	0.33	5.75	Monel 合金	0	6.47
	0.62	4.01		0.33	5.76
	0.74	2.91		0.50	4.85
铝	0	2.01	0.67	3.56	
	0.33	1.79	Inconel 合金	0	7.51
	0.53	1.45		0.57	4.81
4.5Cu-Al合金	0	2.35		0.71	3.76
	0.33	2.09	60/40 黄铜	0	3.61
	0.50	1.76		0.33	3.21
	0.67	1.29		0.51	2.67
铜	0	2.72		0.76	1.52
	0.33	2.42			
	0.56	1.88			
	0.69	1.41			
	0.80	0.98			

式中 ΔK_{th0} 为 $R=0$ 时的门槛值；一些实验表明 $m=0.5-0.9$ 。

颜鸣皋等^[25]根据疲劳裂纹尖端钝化时能量的观点，用实验证明 R 对 ΔK_{th} 的影响是明显的，这种影响可用下式表示：

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th0}(1 - R^2) \quad (27)$$

他们还用此公式算出一些常用材料的 ΔK_{th} ，见表 2。

2. 热处理工艺的影响 村上里一等^[26]对 35 硼钢试验，证明 ΔK_{th} 与回火温度有密切的关系，一般是 ΔK_{th} 随回火的温度增加而减小。

西安交通大学金属材料及强度研究室^[18]深入研究了热处理工艺对 ΔK_{th} 的影响，并测定了 45Cr 钢七种热处理工艺的门槛值，证明了裂纹扩展门槛值并不是随回火温度单调地变化，而是在中温回火时有一峰值。对淬火不同回火的 45Cr 和 T12 钢，分别在 400°C 和 500°C 回火状态得到 ΔK_{th} 的峰值，结果见表 3 和图 5。他们发现，对于 45Cr 钢，在 400°C 中温回

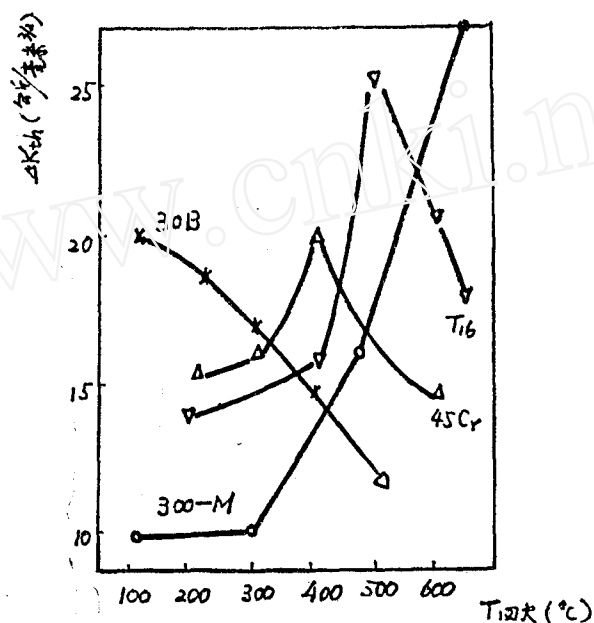


图 5 门槛值 ΔK_{th} 与回火温度 $T_{回火}$ 的关系

表 3 45Cr 钢不同热处理状态的 ΔK_{th}

热处理状态	ΔK_{th} (千克/毫米 ^{3/2})	
淬火, 200°C 回火	15.4, 15.9, 16.5, 14.8	平均 15.6
淬火, 300°C 回火	15.4, 15.7, 15.9	15.7
淬火, 400°C 回火	20.4, 20.0, 18.4, 21.7, 17.5	19.0
淬火, 500°C 回火	16.1, 15.6, 16.6	16.1
淬火, 600°C 回火	14.5, 14.8	14.7
300°C 等温淬火	30.4, 25.4, 29.1, 25.8	27.7
400°C 等温淬火	18.0, 19.1, 18.0, 15.2	17.6

火时 ΔK_{th} 有一峰值,这是因为要使裂纹停止扩展,要具备三个条件:首先裂纹尖端有足够的钝化。其次,钝化后裂纹顶端的应力低于周期屈服强度,使该处不再继续塑性变形,导致损伤累积。但这样还不能完全排除个别有利方位的晶粒内位错阻塞而在某些晶面或晶界形成微裂纹,因此还必须具备第三个条件,就是这些微裂纹不致在拉应力作用下扩大和相互连接。随着回火温度的升高,钢的塑性不断提高,而其周期屈服强度则不断降低,因而在某一种相宜的组合热处理状态时, ΔK_{th} 值可能出现峰值。

有人研究过喷丸强化处理对门槛值的影响,证明喷丸处理后大大提高材料的裂纹扩展门槛值,对40Cr Mn Si Mo VA 和 30Cr Mn Si Ni 2A合金的试验结果见表4。

表4 喷丸处理对 ΔK_{th} 的影响

材 料	处理工艺	ΔK_{th} ($\times 10^6$ 牛顿/米 ^{3/2})			
		R=0	R=0.1	R=0.3	R=0.5
40Cr Mn Si Mo VA, 920℃	未喷丸	4.34	4.03	3.41	2.79
	加热, 180℃等温淬火, 220℃回火	5.74	—	—	4.19
40Cr Mn Si Mo VA, 920℃	未喷丸	5.36	5.89	5.12	4.03
	加热, 300℃等温淬火	7.75	—	—	5.58
30Cr Mn Si Ni 2A, 900℃	未喷丸	4.81	4.50	3.60	3.10
	加热, 250℃等温淬火 240℃回火	6.51	—	—	4.65

3. 显微组织的影响 Masounave 研究金属显微组织对裂纹扩展门槛值的影响,证实对于含有珠光体的钢和对于低碳钢, ΔK_{th} 分别为

$$\Delta K_{th} = f_a K_f a_1^{1/2} + (1 - f_a) \Delta K_p \quad (28)$$

$$\Delta K_{th} = 3.8 + 1.4 \times 10^{-3} a_1^{1/2} \quad (29)$$

式中 f_a 为铁素体相的体积百分数; K_f 为常数 1.58×10^3 兆帕; a_1 为晶粒尺寸; ΔK_p 为珠光体的裂纹扩展门槛值。

杜百平等^[27]对 12Cr Ni 3A 三种不同晶粒尺寸 ΔK_{th} 的变化规律,从显微组织和断裂特点方面进行了分析和研究。他们将 12Cr Ni 3A 钢分别加热到 1200℃, 1050℃, 870℃, 得到不同的奥氏体晶粒尺寸,而后油淬, 600℃回火 2 小时,再进行疲劳试验测定 ΔK_{th} 。得到这样的结果:对在疲劳极限下循环到 5×10^6 周次不断的试样进行抛光,再进行金相观察,发现有不扩展裂纹,其长度相当于晶粒尺寸,裂纹在垂直于应力轴方向横穿过晶粒,而终止于晶界区。对在略高于疲劳极限循环而发生疲劳断裂试样的断口,进行扫描电镜观察,发现在表面的第一晶粒内的断裂,为穿晶型的周期解理,而后出现沿晶型的断裂。因此假定裂纹形成的过程是在第一晶粒内的不同晶粒学解理面上的碳化物处,同时或相继形成多个显微裂纹,以后不同解理面的显微裂纹连接起来形成撕裂岭。当裂纹扩展到晶界区域时受到较大的阻力,这不仅是因为相邻晶粒位相差而形成的阻力,更重要的是由于晶界区的塑性优于晶内,因此裂纹在此处扩展需要消耗更多的塑性功。从 200℃回火试样的显微硬度分析统计

看, 晶内及晶界区的硬度基本一样, 经 600℃回火后, 表现出晶界硬度低于晶内硬度, 说明回火的不均匀性。这就是当 ΔK 降到 ΔK_{th} 时, 裂纹总是终止于晶界区的原因; 也是在疲劳极限下, 发现临界裂纹也是终止于晶界的原因。只有当外力足够大时, 裂纹才能穿过晶界, 这时 K 值使裂纹以沿晶的形式扩展。因此 ΔK_{th} 可以理解为已有裂纹条件下对继续形成裂纹的一种抗力, 它可以作为疲劳极限下非扩展裂纹的一个门槛, 因此从长裂纹测得的 ΔK_{th} 与试样的疲劳极限存在着量的关系。

还有人认为显微组织对门槛值的影响表现在这些显微组织的百分体积数量上, 并得出

$$\Delta K_{th} = 1.95f_M + 1.53f_B + 14.1f_A \quad (30)$$

式中 f_M 为回火马氏体体积分数; f_B 为贝茵体体积分数; f_A 为残余奥氏体体积分数。

4. 试验频率的影响 关于试验频率对裂纹扩展门槛值影响的问题, 目前仍有不同的看法。Paris等^[28]研究 2024-T3 铝合金材料的裂纹扩展, 证明在 200 赫以下, 加载频率对裂纹扩展门槛值没有显著的影响。Schmidt 也探讨过 2024-T3 铝合金材料的裂纹扩展, 发现在 342—800 赫范围内, 加载频率对门槛值有显著的影响, 如图 6 所示^[29], 随着加载频率的增加, ΔK_{th} 显著下降。频率超过 832 赫后, 加载频率对门槛值的影响变得很小。

Schijve 认为 Schmidt 的结果是出乎意料的, 因为它和一般认为频率降低环境的影响起作用而促进裂纹扩展的趋势是相反的。然而他进一步解释, 如果考虑裂纹尖端在交变载荷作用下发热的可能性, 这种影响也不是为奇。因为在较高的加载频率下, 由于裂纹尖端迅速的塑性变形而产生大的热量, 以使局部的温度升高。正如 Paris 等^[30]证明的那样, 对 A533 钢, 当温度升高时, 2024-T3 铝合金和 A533 钢一样, ΔK_{th} 会下降。但在更高频率下, 门槛值反而不受频率的影响, 这是由于应力比 R_{cl} 随着加载频率提高而增大, 在频率达到 832 赫后, 应力比 R_{cl} 已提高到 0.8, 所以不影响门槛值了。

5. 试样厚度和缺口根部半径的影响 Musuva & Radon^[32]研究试样厚度对 ΔK_{th} 的影响。用三种厚度 (12毫米, 24毫米, 50毫米) 的低合金钢 BS4360-50D 平板试验, 发现 R 对 ΔK_{th} 的影响依赖于厚度, 在 12 毫米厚板中, R 对 ΔK_{th} 影响最显著, 在 50 毫米厚板中, R 对 ΔK_{th} 影响最小, 甚至可以忽略不计。图 7 和图 8 示出低和高 R 下 ΔK_{th} 随厚度的变化。可以看出, 对于薄试样, 在低应力比时, 厚度的变化可以和应力比变化一样对 ΔK_{th} 产生类似的影响, 一般认为 ΔK_{th} 是随厚度的增加而减小。

黄明志等^[33]探讨了缺口根部半径对 ΔK_{th} 的影响, 得出图 9 所示的模型。他们认为, 加载时, K_I 的增加超过裂纹张开所需要的 K 值 (即 K_{op}) 后, 裂纹顶端由闭合时根部曲率半

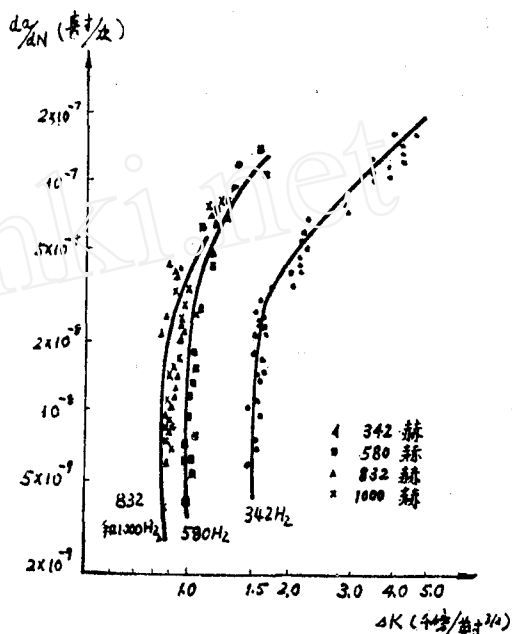


图 6 2024-T3 铝合金在不同频率下的裂纹扩展

径 ρ_0 弹性钝化到 ρ_c 。若再增加 K_1 ，裂纹顶端就会出现塑性张开和钝化，因此， ρ_c 是材料

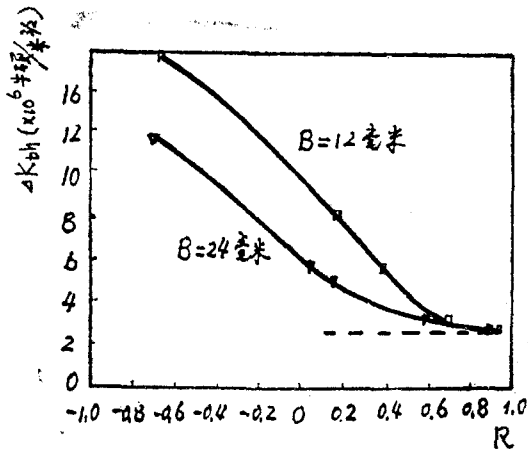


图7 应力比R和厚度B对 ΔK_{th} 的影响

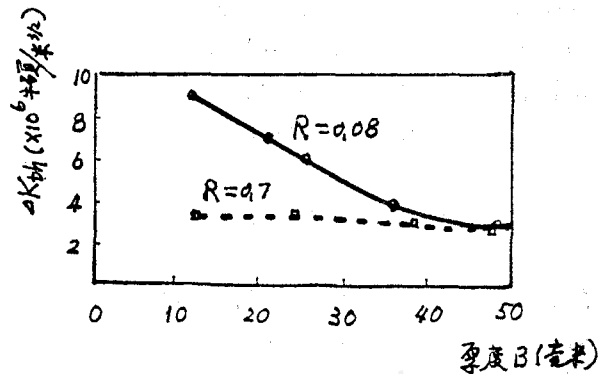


图8 厚度B对 ΔK_{th} 的影响

从弹性的最大张开钝化转入塑性张开钝化的临界曲率半径，是一个与材料有关的常数，它与门槛值的关系服从下式：

$$\Delta K_{th} = (1-R)\Delta K_{th0} = ((1-R)/2)\sigma_{YC}(\pi\rho_c)^{1/2} \quad (31)$$

式中 ΔK_{th0} 为 $R=0$ 时的门槛值； ρ_c 为临界曲率半径。 ΔK_{th} 与 ρ_c 及 σ_{YC} 之间的唯象关系见图10。

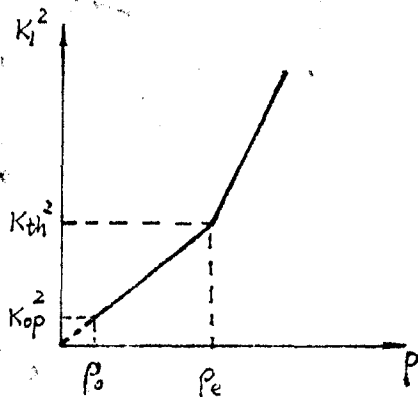


图9 应力强度因子 K_1 与曲率半径 ρ 的关系

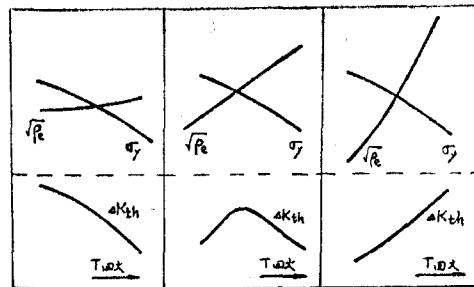


图10 屈服强度 σ_y ，临界曲率半径 ρ_c ，门槛值 ΔK_{th} 和回火温度 $T_{回火}$ 的关系

6. 其它影响因素 Radon^[34]用许多铝合金研究过环境对门槛值的影响；Branco^[35]和Paris^[36]做过把软钢浸在海水、自来水和油里的试验，以确定这些环境因素对 ΔK_{th} 的影响，表明在高应力比时，3.5%盐水对 ΔK_{th} 无影响，但在低应力比下，在盐水中的 ΔK_{th} 将比空气中的 ΔK_{th} 小。最近Usami & Shida^[37]对13Cr铸钢进行试验，也证实在高应力比时，盐水对 ΔK_{th} 没有影响，但在低应力比下，盐水会使 ΔK_{th} 明显下降。

V. 分析与讨论

目前，我们可以把已建立的门槛值经验公式或解析式归结为三大类。第一类是把 ΔK_{th} 与

材料的 σ_Y 联系起来的公式；第二类是把 ΔK_{th} 与材料的疲劳极限 σ_W 联系起来的公式；第三类是把 ΔK_{th} 与裂纹尖端局部地区的应变或启动裂纹尖端位错源的应力联系起来的公式。前两类门槛值公式比较直观、简单、方便和实用，因而在工程设计中得到比较广泛的应用。最后一类门槛值公式因考虑了局部地区的应力应变情况，尽管比较复杂，但精度较高。这三种类型公式中，绝大多数都包含了材料常数，材料常数一般仍需由实验确定，而且每一种材料都有自己的常数，不能用在别的材料上，因此这几大类 ΔK_{th} 计算公式都有一些局限性。

实验确定 ΔK_{th} 的方法虽然要花费较长的时间和较多的试验费用，但对工程中特殊需要的材料或新型材料来说，这种方法就显得很重要。因为这些材料，不能直接从材料手册中查出 σ_Y 和 σ_W ，所以必须由实验确定 ΔK_{th} 。

应该看到， ΔK_{th} 值一般并不就是 σ_Y ， σ_W ，裂纹尖端应力应变场的单值函数，而是受诸如平均应力或应力比、热处理工艺、显微组织、试验频率、试样厚度和环境等因素的影响，因此在确定 ΔK_{th} 值时，要考虑这些因素的影响。

从本质上说， ΔK_{th} 应由裂纹尖端局部地区的应力应变场决定，如果应用有限元等计算方法，把裂纹尖端局部地区的应力应变场算出，则 ΔK_{th} 的精度会更高，目前人们正朝这方面努力。另一方面， ΔK_{th} 跟裂纹尖端局部地区的变形位错有密切关系，如果应用宏观和微观相结合的办法确定 ΔK_{th} ，相信会更准确。

参 考 文 献

- 1 Matsumoto T., Kitagawa H., *Mech. Behav. Mater.*, 2 (1973): 218—224.
- 2 Weiss V, Lai D. N., *Metall. Trans.*, 5 (1974): 1946.
- 3 西冈邦夫, 第十一届疲劳学术讨论会——关于最近的疲劳诸问题, 大阪, 11 (1977): 21—22; (1978): 11—16.
- 4 McEvily A. J., *Metall. Trans.*, 26 (1977): 1293.
- 5 Fine M. E., Kim Y. H., Mura T., *Engng. Fracture* (1977).
- 6 Lukas P., Klesnil M., *Mater. Sci. Eng.*, 34, 1 (1978): 61.
- 7 黄明志, 张平生, 胡志忠, 西安交通大学技术报告, 79—091 (1979).
- 8 于崇华, 颜鸣皋, *Fat. Engng. Mater. Struc.*, 3 (1980): 189.
- 9 Fine M. E., *Metall. Trans.*, 11A, 3 (1980): 365.
- 10 张平生, 蔡和平, 西安交通大学科学技术报告 (1980): 80—012.
- 11 Radhakishnau V. M., *Engng. Fract. Mech.*, 13 (1980): 129.
- 12 Yokobori T., *Adv. in Fracture Res.*, 3 (1981): 1373—1380.
- 13 黄维扬, 南京航空学院科技资料, 248号 (1979).
- 14 Donahua R. J., McClark H., Atonma P., Kumble R., Mccily A. J., *Inter. J. Fract. Mech.*, 8 (1972): 209.
- 15 中国科学院力学研究所断裂疲劳组, 北京地区断裂力学交流会文集 (1974): 161.
- 16 Schijve J., de Koning A. U., *Eng. Frac. Mech.*, 9 (1977): 331.
- 17 李宗霖, 杨延熊, 沈君莉, 第3届全国断裂力学学术会议论文摘要汇编, No. 99 (1981).
- 18 西安交通大学金属材料及强度研究室, 机械强度, 11 (1980): 25.
- 19 Cooke R. J., Beevers C. J., *Engng. Fract. Mech.*, 5, 4 (1973): 1061.
- 20 Bucci R. J., Paris P. C., Hartzberg R. W., Schmidt R. A., Anderson A. F., ASTM-STP 513 (1972): 125.
- 21 Pook L. P., Beveridge A. A., ASTM-STP 520 (1973): 179.
- 22 邓蓉英, 田萍, 马运福, 机械强度, 1 (1982): 22.
- 23 北川英夫, 松本年男, 日本机械学会论文集, 43, 371 (1977): 2421.
- 24 褚武扬, 断裂力学基础, 科学出版社 (1979): 125.
- 25 颜鸣皋, 于崇华, 第3届全国断裂力学学术会议论文摘要汇编, No. 55 (1981).
- 26 村上里一, 小林英男, 日本机械学会论文集, 42, 310 (1976): 360.
- 27 杜百平, 李年, 第3届全国断裂力学学术会议论文摘要汇编, No. 167 (1981).

- 28 Paris P. C., Weiss W., Wessel E. T., Anderson A. F., On threshold for fatigue crack growth, Presented at the 5th Int. Symp. on Fracture Mech. (1977).
- 29 Janas O., Wei R. P., *Int. J. Fract. Mech.*, 7 (1971): 116—118.
- 30 Paris P. C., Bucci R. J., Wessel E. T., Clark W. G., Mager T. R., ASTM-STP 513 (1972): 141.
- 31 Klesnil M., Lukas P., *Mut. Sci & Engng.*, 9 (1972): 231—240.
- 32 Musuva J. K., Radon J. C., *Adv. in Fracture Res.*, 3 (1981): 1365—1372.
- 33 黄明志, 张平生, 胡志忠, 中国力学学会材料力学性质学术会议资料, 9 (1980).
- 34 Radon J. C., Recent Research of Mechanical Behaviour of Solids, University of Tokyo Press, Japan (1979): 359—387.
- 35 Branco C. M., Radon J. C., Culver L. E., *Metal. Sci.*, 10 (1976): 149—155.
- 36 Paris P. C., Bucci R. J., Wessel E. T., Clark W. G., Mager T. R., ASTM-STP 513 (1972): 141—176.
- 37 Usami S., Shida S., *Fatigue Engng. Mater. & Struct.*, 1 (1979): 471—481.
- 38 Liu H. W., Liu Dai., Proc ICF Int. Symp on Fraure Mech., Beijing (1984): 730.
- 39 McFvily A. J., Minakawa K., *ibid* (1984): 763.
- 40 Zhang Ying-kui, Gu Ming-da, Yan Ming-gao., *ibid* (1984): 863.

RECENT PROGRESS OF FATIGUE CRACK PROPAGATION THRESHOLD

Zeng Chun hua

(Institute of Mechanics, Academia Sinica)

Abstract

This paper reviews concept, theoretical and experimental estimate methods for the fatigue crack propagation threshold. Discusses the effects of factors, such as mean stress or stress range, heat treatment technology, microcosmic structure, test frequency, specimen thickness and environment etc. on threshold. Finally some suggestions are given.

Keywords crack propagation; fatigue; threshold

国际流体力学学术会议 (1987年7月, 北京) 征文

由中国力学学会、美国机械工程师协会 (应用力学分会、流体工程分会、生物工程分会)、联邦德国应用数学与力学学会、日本航空航天学会共同发起, 中国力学学会负责组织的国际流体力学学术会议, 定于1987年7月1—4日在北京举行。征文范围: 流动稳定性和湍流; 空气动力学和气体动力学; 地球物理和天体物理流体动力学; 水动力学; 等离子体动力学和磁流体动力学; 生物流体力学; 物理化学流体力学、非牛顿流体力学和多相流体力学 (包括渗流); 工业和环境流体力学; 其他。征文截止日期1986年6月30日。要求中、英文稿 (不超过6页) 各一式二份。组织委员会主席: 北京航空学院沈元教授; 秘书长: 清华大学张兆顺教授。

中国力学学会办公室供稿