

断裂韧性的基本原理 测试技术及应用

新金属材料编辑部

1972. 8 北京

編 輯 者：新 金 属 材 料 编 辑 部
出 版 者：
地 址：北京西直門外太平庄13号
資料編号：72-3

代銷单位：中国书店机电产品样本代銷处
地 址：北京市东城区瑞金路357号
印 刷 者：北 京 印 刷 七 厂

工本费：1.00元

本文集介绍了六十年代以来得到迅速发展的断裂韧性的基本原理、实验技术和分析方法，以及它在评价材料、制定无损检验标准、安全设计及预测材料寿命等方面的应用。可供从事金属结构材料的研制、使用、设计等部门的工程技术人员和科学研究人员作参考。

由于我们的水平有限，如有错误和不当之处，请读者批评指正。

1972年8月

目 录

断裂力学的意义和应用	(1)
断裂韧性的原理、实验技术及分析方法	(13)
40SiMnCrMoV钢板材表面裂纹断裂韧性的测定	(39)
评价高强度钢应力腐蚀裂纹敏感性的三种预裂纹试样的比较	(45)
固体燃料火箭发动机壳体用钢	(51)
断裂力学对应力腐蚀开裂的应用	(65)
关于紧凑拉伸试样的一些基本资料	(70)

断裂力学的意义和应用

钢铁研究院物理室 强度韧性组

一、引言

脆性破坏虽然早在20年代初就已经开始引起注意,在第二次世界大战期间美国近五千艘全焊接“自由轮”货船在使用过程中发生了一千多次的脆性破坏事故,其中238艘因此完全报废。但是,当时防止脆性破坏的研究工作还停留在利用一些传统的塑性和韧性指标(例如,延伸率 δ 、切口冲击韧性 C_V 或 α_K 以及切口敏感性或称为切口韧性的 $\frac{NTS}{TS}$)与使用经验的经验关系上。这种完

全依靠使用经验积累而归纳出的韧性指标要求显然适应不了新材料和新工艺高速发展的需要。而且,在多数情况下往往过于苛刻和保守而造成很大浪费(如造船和民用机械上),而在一些尖端技术(如火箭与宇宙航行)中对绝对安全性的要求显得完全无能。

脆性破坏和断裂韧性真正作为一门比较严密的科学进行大量的实验和理论研究是从五十年代开始的。此间美国北极星导弹固体燃料发动机壳体在实验发射时发生的爆炸事故引起了普遍的重视,因为所使用的140公斤/毫米²屈服强度的高强钢是经过传统韧性检验而被认为是合格的。当时组织了二十多个研究单位进行分析研究。通过对这次事故以及以后大量壳体水压实验发生的低于屈服限的低应力脆性破坏的分析结果表明,脆性破坏总是由宏观尺寸(例如,裂纹深度从肉眼可见的0.1毫米到在原件中可能出现的1厘米以上)的裂纹源扩张引起的(见图1),这种宏观裂纹源可以是工艺过程中产生(如焊裂,咬边等)或是在加荷过程产生(例如

焊缝中的铸态枝晶边界和高杂质 S_n 、 S 等的晶粒边界的开裂)也可以是在使用过程中产生(如应力腐蚀,疲劳等),因而在实际构件中总是不可避免地存在。因此,裂纹扩张的临界应力决定了构件的实际强度。

含裂纹的试样拉断试验的结果表明,对一定材料而言,临界应力,也即断裂应力 σ_c 与裂纹深度 a (参看图1)有根方反比关系,即:

$$\sigma_c(a)^{\frac{1}{2}} = k(\text{常数}) \text{ 或 } \sigma_c = \frac{k}{\sqrt{a}} \quad (1)$$

根据这种 $\sigma_c(a)^{\frac{1}{2}} = \text{常数}$ 的实验规律,即使没有进行进一步的理论研究和分析就已经可以看到一个新的韧性概念诞生了。对不同材料上述常数 k 是不同的,在裂纹尺寸一定时,如果 k 愈大,裂纹扩张的断裂应力 σ_c 就愈高。因此,比例常数 k 表示了材料阻止裂纹扩张的能力,是材料抵抗脆性破坏能力的一个断裂韧性参量。这个韧性参量比传统的韧性指标有很大的优越性,因为如

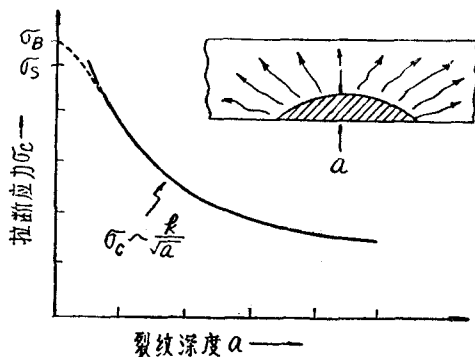


图1 脆性破坏应力和裂纹尺寸(深度)的根方反比关系

果所用的材料有了这个参量, 就可以根据 (1) 式计算出含有某种尺寸 a 的裂纹 (可由无损探伤测出) 的构件的实际强度

$$\sigma_c = \frac{k}{\sqrt{a}}, \text{ 从而为防止脆性破坏的安全设计提供了定量的计算依据, 这是传统韧性指标所没能做到的。}$$

考虑裂纹是否扩张而导致脆性破坏的断裂韧性方法, 不仅是从实际零件或构件中裂纹不可避免地存在这一客观事实出发, 而且从一开始就建立在严密的, 以裂纹线性弹性理论为基础的断裂力学和对实验的科学分析基础之上。因此, 它不但有巨大的实用性, 而且完全摆脱了传统韧性指标所依据的经验关系, 能定量地预测一种新材料使用的安全可靠, 这对新材料和新工艺的高速发展有巨大的推动作用。

断裂力学的发展除了改善断裂韧性的测量技术外, 开始对低于临界尺寸的裂纹的亚临界缓慢扩张现象进行研究。因为, 对大量中等强度和低强度材料来说, 由于强度低而韧性高, 能引起脆性破坏的临界裂纹尺寸很大, 因而实际存在的裂纹尺寸往往不足以引起脆性破坏。但是, 这种亚临界裂纹在构件长期工作过程中, 由于疲劳载荷 (或类似疲劳的起动和停车引起的多次加载和卸载过程) 及腐蚀介质的作用, 也要发生缓慢的扩张, 在一定工作时间后, 这种亚临界扩张使裂纹增大到临界尺寸, 构件就发生脆性破坏。

最后, 由于中低强度钢的冷脆温度比较接近常温, 断裂韧性的温度效应和应变速率效应显著, 在降低温度和冲击载荷作用下断裂韧性往往显著降低而导致脆性破坏。

工程断裂力学对这些问题的分析方法和传统的疲劳、应力腐蚀和冲击韧性等方法不同, 也是从构件中实际存在宏观裂纹的观点出发, 因而给出显著不同的、更加切合实际的结果。

工程断裂力学对这些问题的分析方法和传统的疲劳、应力腐蚀和冲击韧性等方法不同, 也是从构件中实际存在宏观裂纹的观点出发, 因而给出显著不同的、更加切合实际的结果。

二、断裂力学的基本概念

对于由大量实验总结出的上述规律 (1) 式进行理论上的探讨, 以找出它的力学根源是断裂力学的一个重要任务。不能说这个问题已经完全解决了。确实存在有很多阐明这个规律的理论, 例如, 最早的 Griffith 的裂纹扩张的能量平衡理论^[1] 的变种^[2], 主要建立在线性弹性理论基础上的应力强度因子观点 (Irwin^[3]) 以及建立在裂纹弹塑性模型基础上的理论^[4-6]。

从工程应用断裂力学的需要出发, 只有那些假设最少、简单实用、而且在实践中被证明是基本正确的理论和方法, 才能得到广泛的采纳。

就目前所获得的成就和推广的情况看, 建立在线性弹性理论基础上的应力强度因子观点, 得到了广泛的采纳。其原因可能有: 首先, 裂纹扩张的脆性破坏是在低于屈服限的普遍弹性状态下发生的, 因此裂纹的线性弹性理论给出了较满意的近似; 其次, 这种理论用相当简单而带有普遍性的分析成功地说明了 $\sigma_c(a)^{\frac{1}{2}} = \text{常数}$ 的规律, 并且为进行具体试样的试验测定和方便可行的分析方法, 提供了比较满意的理论依据。

裂纹线性弹性理论的一个重要开端是 Irwin^[3] 对裂纹尖端附近的关键地区进行了近似的弹性理论分析, 发现应力分量和位移分量在一定的、实用上满意的近似条件下可以用非常简单而普遍的关系加以概括 (符号的意义参看图 2)。

应力分量:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{(2\pi r)^{\frac{1}{2}}} \left\{ \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \right\} \quad (2)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{(2\pi r)^{\frac{1}{2}}} \left\{ \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \right\} \quad (3)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{(2\pi r)^{\frac{1}{2}}} \left\{ \cos \frac{\theta}{2} \left[\sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \right\} \quad (4)$$

位移分量:

$$u = \frac{K_I}{G} \left(\frac{r}{2\pi} \right)^{\frac{1}{2}} \left\{ \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - 2\nu + \sin \frac{\theta}{2} \right] \right\} \quad (5)$$

$$v = \frac{K_I}{G} \left(\frac{r}{2\pi} \right)^{\frac{1}{2}} \left\{ \sin \frac{\theta}{2} \left[2(1-\nu) - \cos^2 \frac{\theta}{2} \right] \right\} \quad (6)$$

在 $w=0$ 的平面应变状态时

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (7)$$

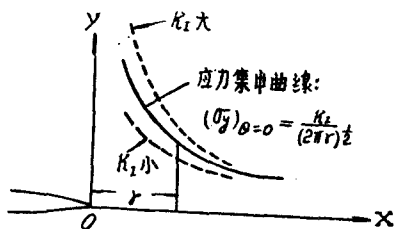
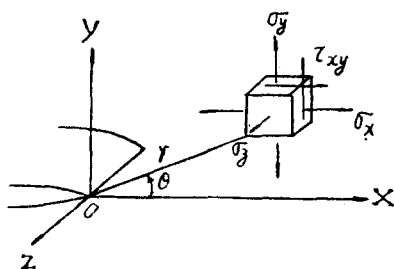


图 2 裂纹尖端的应力集中和应力强度因子

如果观察一下应力和位移分量的上述近似公式, 可以看到, 所有分量都公有一个反映应力集中强度的因子 K_I (下标 I 表示张开型)。弹性理论计算表明, 被称为“应力强度因子”的这个 K_I 因子和裂纹尺寸及外加应力的关系具有 (1) 式所特有的 $K_I \propto \sigma(a)^{\frac{1}{2}}$ 的关系。

例如, 在半椭圆形的表面不穿透裂纹情况 (图 3)。

$$K_I = \frac{1.1\sqrt{\pi}\sigma(a)^{\frac{1}{2}}}{\Phi} \quad (8)$$

其中椭圆积分 $\Phi = \int_0^{\frac{\pi}{2}} \left[\sin^2 \theta + \left(\frac{a}{c} \right)^2 \cos^2 \theta \right]^{\frac{1}{2}} d\theta$ 是考虑裂纹形状也即轴比 $\left(\frac{a}{c} \right)$ 的一个形状因子。在 $\frac{a}{c} \approx 0$ 时 $\Phi = 1$, 而在 $\frac{a}{c} = 1$ (即半圆形) 时 $\Phi = \frac{\pi}{2} \approx 1.57$ 。

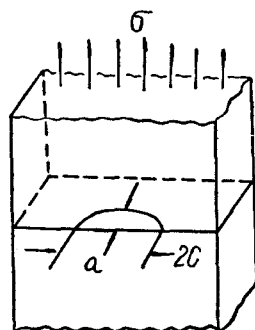


图 3 半椭圆形表面裂纹

其他穿透裂纹板材和圆周裂纹圆柱试样的 K_I 值也看到普遍存在 $K_I \propto \sigma(a)^{\frac{1}{2}}$ 的关系。

因此, 在对裂纹尖端地区应力集中造成的复杂的范性形变和断裂机制还不清楚的情况下, 人们可以认为: 这个尖端地区的范性形变必然由包围它的周围弹性区的应力集中的强度因子 $K_I \propto \sigma(a)^{\frac{1}{2}}$ 来决定。而, 此范性区发生断裂引起的裂纹扩张而导致脆性断裂的临界状态也必然由此应力强度因子随着外加应力 σ 提高而达到某种临界值 $K_I \rightarrow K_{Ic} \propto \sigma_c(a)^{\frac{1}{2}}$ 来决定, 其中 σ_c 为临界外加应力。这样我们就得到 (例如对最常见的表面裂纹情况) 脆性断裂的临界条件:

$$K_{Ic} = \left(\frac{1.1\sqrt{\pi}}{\Phi} \right) \sigma_c(a)^{\frac{1}{2}} \quad (9)$$

这结果就是前面介绍的由试验归纳出来的规律。但由于裂纹线性弹性理论的上述分析,从比例常数 k 中分离出了试样及裂纹的几何形状因子 $\left(\frac{1.1\sqrt{\pi}}{\Phi}\right)$,从而得到了只由材料特性决定的韧性参数 K_{Ic} ,称为“断裂韧性”或“裂纹韧性”以区别于传统的切口韧性。由于几何形状因子 $\frac{1.1\sqrt{\pi}}{\Phi}$ 为无量纲参量,因此按(9)式可知断裂韧性 K_{Ic} 的单位为 $\frac{\text{公斤}}{(\text{毫米})^2}(\text{毫米})^{\frac{1}{2}}$ 或 $\frac{\text{磅}}{(\text{吋})^2}(\text{吋})^{\frac{1}{2}} = \text{磅} \cdot (\text{吋})^{-\frac{3}{2}}$ 。

塑性状态的金属中裂纹扩张前尖端局部地区要发生范性形变而消耗能量(即断裂功),这些能量由外加载荷通过试件中包围裂纹前缘范性区的弹性集中应力作功来提供。裂纹扩张单位面积弹性系统所能提供的能量称为裂纹扩张力或其能量率,常用 G_I 标记。由于作功的应力分量(例如(3)式 σ_y)和位移分量(例如(6)式 v)都正比于 K_I ,因此 G_I 正比于 K_I^2 ,计算表明:

$$G_I = \frac{1-\nu^2}{E} K_I^2 \quad (10)$$

在临界态下,

$$G_{Ic} = \frac{1-\nu^2}{E} K_{Ic}^2 \quad (11)$$

G_{Ic} 是材料断裂韧性的一个能量指标,它表示材料中的裂纹扩张单位面积所需消耗的断裂功,单位为公斤/毫米或吋磅/吋²=磅/吋。

实验上根据裂纹试样的拉断应力 σ_c 和裂纹尺寸 a 按(9)式求出 K_{Ic} ,再由(11)式计算出 G_{Ic} 。

对于板材中长为 $2a$ 的穿透裂纹(即Griffith裂纹), $K_{Ic} = \sigma_c (\pi a)^{\frac{1}{2}}$,或是根据(9)式,在表面裂纹深度为 a ,裂纹形状因子 $\Phi \approx 1.1$ 时,也可以有 $K_{Ic} = \sigma_c (\pi a)^{\frac{1}{2}}$ 。将它代入(11)式,就可以得到

和当初 Griffith^[1] 对脆性材料的实际强度所提出的公式相同的结果:

$$\sigma_c = \left[\frac{E G_{Ic}}{(1-\nu^2) \pi a} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (12)$$

对脆性材料,或是无宏观切口而处于冷脆态的金属,断裂功等于断裂面的表面能,即 $G_{Ic} \approx 2T$,其中 T 为表面张力,对金属或陶瓷, $T \approx 10^3$ 尔格/厘米² $\approx 10^{-4}$ 公斤/毫米, $E \approx 10^4$ 公斤/毫米²,则只要有 $a \approx 1$ 微米 $= 10^{-3}$ 毫米的微观裂纹,其实际强度只有:

$$\sigma_c = \left[\frac{2ET}{(1-\nu^2) \pi a} \right]^{\frac{1}{2}} \approx 30 \text{ 公斤/毫米}^2$$

但在塑性状态下的金属,裂纹扩张时断裂表面还要消耗范性功,因此 $G_{Ic} \approx 2(T + P)$,其中 P 为单位面积断裂表面的范性功耗,在高强度金属材料中, $P \approx 10^3 T$,即比表面张力大三个数量级。因此,只有裂纹尺寸也大三个数量级,例如 $a = 1$ 毫米,裂纹才能在上述低应力下扩张。因此,在塑性状态下的金属材料,只有宏观尺寸的裂纹才引起低应力的脆性破坏。

三、断裂韧性和高强度材料壳体实际强度

火箭技术的迅速发展对壳体用钢强度的要求也不断提高,但强度提高,韧性总是下降,脆性破坏的倾向也增大。而导弹和宇宙航行要求绝对的安全性,因此矛盾非常尖锐。

用户普遍有一个体会,虽然采用足够的安全系数来确定材料的许用应力,但是,材料的屈服强度或抗张强度极限愈高,壳体反而常常发生脆性破坏,也就是实际有效强度或破坏应力反而降低了。图4是国内超强钢壳体水压实验的一些结果,由于筒壁处于

$\frac{\sigma_2}{\sigma_1} = X = 0.5$ 的宏观双轴应力状态下(参看图5),按Von Mises屈服判式壳体在 $\sigma_1 =$

$\frac{\sigma_s}{\sqrt{1-X+X^2}} = \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_s \approx 1.15\sigma_s$ 的最大主应力 (即圆周应力) 下才发生屈服。同样, 由范性失稳导致的塑性破坏的临界最大主应力为 $\sigma_{ic} \approx 1.15\sigma_B$ 。凡是低于这个应力的都是由裂纹扩张引起的脆性破坏。从图 4 中看到, 光滑试样抗张强度 σ_B 超过 180 公斤/毫米² 以后, 绝大部份壳体都是脆性破坏, 而且屈服强度愈高, 发生脆性破坏的实际应力反而愈低。

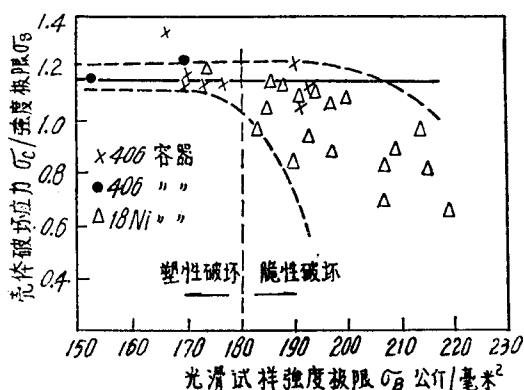


图 4 壳体脆性破坏与材料抗张强度极限之间的关系

由于碎片散失难找, 没能把所有的脆性破坏的断裂源找到, 下表列出用户收集到的

一些壳体裂纹源尺寸, 实测破坏压力和根据焊缝平均的 K_{Ic} 数值计算的破坏压力, 可以看到, 根据考虑裂纹扩张的断裂力学计算的结果与实验结果很吻合。绝大多数壳体脆性破坏的裂纹源都在焊缝地区找到, 可见焊缝地区由于焊裂、咬边、以及铸态枝晶边界合金元素和夹杂物的偏析, 宏观尺寸的裂纹源在所有壳体中都是不可避免地存在着的。

断裂力学的这种分析结果表明, 只有当材料有足够的断裂韧性 K_{Ic} 能保证在实际上不可避免的宏观尺寸 (例如 $a=1$ 毫米) 的裂纹源不发生扩张而导致脆性破坏时, 材料的光滑拉伸强度指标才有实际意义。

使实际存在的最大深度为 a_c 的裂纹不在低于壳体普遍屈服的应力 $\sigma_1 = 1.15\sigma_{0.2}$ 下扩张的条件是材料允许最低的 K_{Ic} 值应为:

$$K_{Ic} = \frac{1.1\sqrt{\pi}}{Q^{\frac{1}{2}}} (1.15\sigma_{0.2}) (a_c)^{\frac{1}{2}}$$

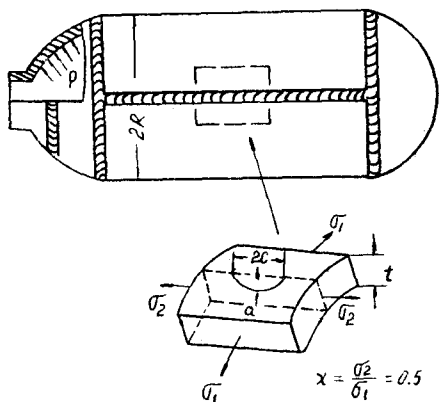
式中 $Q^{\frac{1}{2}} = \left[\Phi^2 - 0.212 \left(\frac{\sigma}{\sigma_{ys}} \right)^2 \right]^{\frac{1}{2}}$ 是在

断裂力学中考虑了裂纹尖端范性区引起应力松弛的效果而引入范性区修正时, 所得到的。它代替了 (9) 式中的 Φ 。

反之, 在材料的 K_{Ic} 已知的条件下, 普遍屈服以前不发生扩张和脆性破坏的临界裂

32钢和406钢容器的低应力破坏结果

壳体材料	表面裂纹尺寸		Φ	爆破压力, P (公斤/厘米 ²)		破坏部位
	a (毫米)	2c (毫米)		预计	实测	
32钢	3.0	10	1.27	62	61	纵焊缝
"	2.0	14	1.09	67	68	"
"	1.5	8	1.13	70	68	"
"	1.5	20	1.03	76	77	"
"	1.0	60	1.01	53.5	55	后盖环缝
406钢	1.0	34	1.01	54	61	"
"	1.2	8	1.09	54	61	"
32钢	1.5	4	1.38	70	61	前盖环缝



計算公式:

$$\text{圓周應力 } \sigma_1 = \frac{PR}{ta}$$

$$\text{軸向應力 } \sigma_2 = \frac{PR}{2ta}$$

α 为焊缝效率

$$\text{壳体屈服應力 } \sigma_{1s} = \frac{\sigma_s}{(1+X-X^2)^{\frac{1}{2}}} = 1.15\sigma_s$$

壳体范性失稳, 或塑性破坏应力

$$\sigma_{1c} \approx 1.15\sigma_B$$

$$\text{脆性破坏應力 } \sigma_c = \frac{K_{Ic}}{1.1\sqrt{\pi}\left(\frac{a}{Q}\right)^{\frac{1}{2}}}$$

图 5

纹尺寸 a_c 也可由上式求出。

断裂力学不只为安全设计提供了新的韧性参数 K_{Ic} 和临界裂纹尺寸 a_c , 而且也提供了新的设计思想。传统的安全设计是根据超载的可能性 (例如, 壳体筒壁厚度的波动, 材料屈服限的波动, 焊接效率的波动等引起的局部超载) 打上一个强度储备的安全系数

k 来确定材料的许用应力 $\sigma = \frac{\sigma_B}{k}$ (或 $\sigma = \frac{\sigma_s}{k}$), 而完全没有考虑到另一种不安全性,

也即裂纹扩张引起的脆性破坏。根据这种设计思想, 设计人员往往提出避免超载过高强度储备, 这在低强度和中等强度钢中脆性破坏倾向小的情况下是合理和允许的, 但在高

强度和超高强度钢中就成为不合理和不能允许的了。例如, 本来设计的工作应力为 $\sigma = 140$ 公斤/毫米², 由于提出了 $k=1.5$ 的强度储备, 就必然提出 $\sigma_{0.2} = k\sigma = 210$ 公斤/毫米² 的高屈服强度要求, 此时焊缝韧性很低, 例如 $K_{Ic} \leq 150$ 公斤/毫米^{3/2} 在有 $a=1$ 毫米深的不可避免的裂纹源时, 实际壳体强度按引入范性区修正后的 (9) 式:

$$K_{Ic} = \frac{1.1\sqrt{\pi}\sigma_c(a)^{\frac{1}{2}}}{\left[\Phi^2 - 0.212\frac{\sigma_c^2}{\sigma_{ys}^2}\right]^{\frac{1}{2}}}$$

$$= \frac{1.1\sqrt{\pi}}{Q^{\frac{1}{2}}}\sigma_c(a)^{\frac{1}{2}} \quad (9a)$$

计算时, 得到断裂应力只有 (取常见的几何因子 $\frac{Q^{\frac{1}{2}}}{1.1\sqrt{\pi}} \approx 0.7$ 和 $K_{Ic} = 150$ 公斤/毫米^{3/2}): $\sigma_c = 0.7 \frac{K_{Ic}}{(a)^{\frac{1}{2}}} \approx 105$ 公斤/毫米²

也就是说, 即使在工作应力 $\sigma = 140$ 公斤/毫米² 时, 也要发生脆性破坏 (参看图 6)。

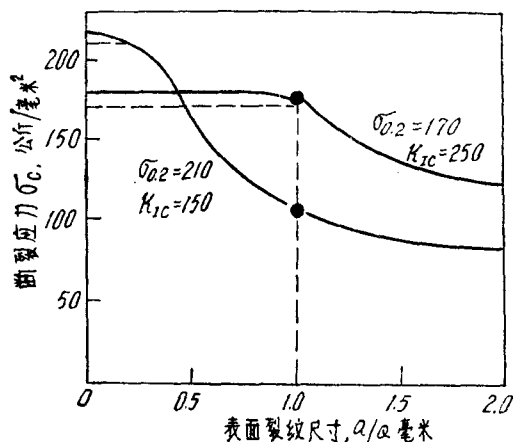


图 6 用两种强度级别材料制成壳体实际强度的比较

反之, 如果把强度储备的安全系数降低, 例如取 $k=1.2$, 则只要材料的屈服强度为 $\sigma_{0.2} = k\sigma = 170$ 公斤/毫米² 由于屈服

强度下降，焊缝的韧性提高了例如对 18Ni 马氏体时效钢 $K_{Ic} = 250$ 公斤/毫米^{3/2}。则

$$\sigma_c = 0.7 \frac{K_{Ic}}{(a)^{1/2}} \approx 175 \text{ 公斤/毫米}^2$$

可见，实际强度反而提高了，在工作应力 $\sigma = 140$ 公斤/毫米² 是不会发生脆性破坏的，因而是安全的。

由此可见，对一定的工作应力，强度储备的安全系数愈大，要求材料的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 愈高，结果韧性 K_{Ic} 下降，构件从裂纹扩张引起的脆性破坏角度上看反而不安全了。因此，随着材料强度提高，矛盾的主要方面成为裂纹扩张引起的脆性破坏，而不是超载引起的塑性破坏时，强度储备的安全系数应该降低，以保证高的抗裂纹扩张或脆性破坏的断裂韧性 K_{Ic} 。这就是断裂韧性对设计思想提出的革新方向。目前，在国内对超高强度钢壳体还用 $k = 1.5$ 甚至更高的强度储备。但在国外，随着工作应力提高 k 在下降，例如对 250 千磅/吋² (~ 175 公斤/毫米²) 的 18Ni 马氏体时效钢的中型壳体，已经采用 $k = 1.05 \div 1.15$ 的低值。

四、断裂力学在应力 腐蚀破坏中的应用

工程上在介质作用条件下工作的构件总是用对该介质说是稳定或处于钝化状态的材料制成。后来发现在承载条件下这种材料还可能发生集中性腐蚀并导致所谓“应力腐蚀断裂”。但是，传统的应力腐蚀敏感性的测定和衡量方法是根据不同应力作用下材料的光滑试样在相应的腐蚀介质中发生断裂的时间。这个断裂时间，显然包括集中侵蚀引起的断裂源的生核阶段和裂纹扩张到最后断裂的扩张阶段。用无裂纹的光滑试样不能区别介质和应力对材料上述两个阶段破坏过程的不同作用。

另一方面，值得引起特别重视的是，许

多实验表明^[7,8]，某些在传统的光滑试样的应力腐蚀试验中表明能抗介质应力腐蚀的材料，对有介质作用下宏观裂纹的亚临界扩张则非常敏感。这种现象是可以理解的，因为这些材料在相应介质中往往不发生蚀坑，而这是在光滑试样中引起应力腐蚀裂纹生核所必需的。但是在实际构件中宏观裂纹源往往是不可避免的，裂纹尖端的三轴张力状态引起的形变使钝化膜破裂而处于活化状态，加上这种三轴张力下材料中氢的溶解度增大，腐蚀中阴极反应产生的原子氢很易渗入而引起局部氢脆，因此在应力腐蚀条件下宏观裂纹的亚临界扩张是一个不能忽视的严重问题。在这种情况下，最可靠的应力腐蚀实验自然是在含有预先制成的宏观裂纹的试样上测定介质对裂纹亚临界扩张速度的影响和在这种条件下的延迟破坏时间。

应力强度因子在高强度钢脆性破坏的分析中被用来作为使裂纹扩张的推动力获得了巨大的成功，这自然引起人们考虑在应力腐蚀条件下裂纹亚临界扩张问题上推广应用的可能性。为了证明用应力强度因子 K_I 代替传统应力腐蚀试验的净断面应力 σ_N 作为裂纹亚临界扩张推动力的合理性，Smith^[9] 采用在裂纹扩张过程中 K_I 减小而 σ_N 增加的固定载荷的楔力加荷试样进行实验（图 7），结果看到，裂纹的缓慢扩张速率随着裂纹的应力强度因子 K_I 的减小而下降，虽然此时平均净断面应力 σ_N 在不断增加。

由于裂纹在静载和介质同时作用下要发生缓慢扩张，因此虽然加载初的应力强度因子 K_I 低于材料的 K_{Ic} ，经过一段时间后裂纹也将扩张到临界尺寸而断裂。随着初始应力强度因子 K_I 降低，延迟断裂时间也增长，如图 8 所示。当初始 K_I 降到一个临界值，断裂将不发生。这个临界值常用 K_{Isc} 标记，称为“应力腐蚀界限强度因子”。其物理意义就是有宏观裂纹的构件在应力腐蚀条件下的断裂韧性。这个 K_{Isc} 相对空气中

测定的 K_{Ic} 的大小可作为有宏观裂纹的材料在相应介质中应力腐蚀敏感性的一个指标,和 K_{Ic} 一样可以直接用于选材和设计^[10]。

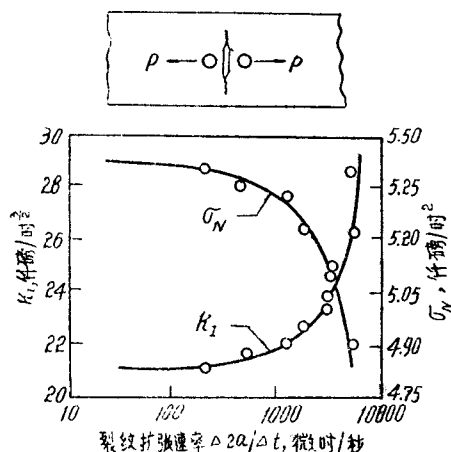


图 7 裂纹扩张速率与应力强度因子及净断面应力之间的关系

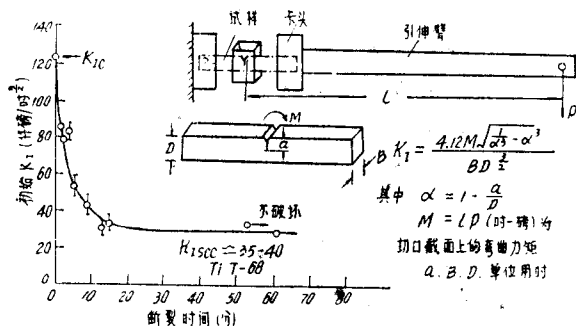


图 8 带有预制裂纹的悬臂弯曲试样的简单加荷方法可以用于应力腐蚀界限强度因子 K_{Isc} 测定,图中示明初始 K_I 的计算公式

用上述实验方法也可以进行应力腐蚀机理的研究。例如在不同温度下测定高强度钢 H-11 在水中一定 K_I 下的亚临界扩张速率可以求出扩张的激活能^[11], 结果发现这激活能(~ 9000 卡/克原子)正好等于电解质中氢穿透钢薄膜的扩散激活能,并且也等于典型氢脆裂纹形核潜伏期的激活能。因此,可以认为高强度钢在水中应力腐蚀的敏感性是由于微阴极还原反应产生的氢原子在裂纹尖端三轴张力地区渗入而局部脆化引起的缓慢

扩张结果。

由于高强度材料在水及水溶液中的 $K_{Isc} \ll K_{Ic}$, 而且在初始 K_I 大于 K_{Isc} 时的延迟破坏时间又较短, 因此在壳体水压实验中不能忽视这个因素。否则本来可以承受非腐蚀性燃料工作的壳体, 因为用水压实验考核而白白破坏了。

最后必须指出, 用裂纹试样进行应力腐蚀敏感性测定时不能忽视尺寸效应。因为延迟破坏试样在断裂时, 临界的应力强度因子总是等于材料在空气中的断裂韧性 K_{Ic} 或 K_{Ic} , 视试样尺寸是否满足平面应变或是平面应力条件而定。而且, 尤其重要的是, 界限强度因子 K_{Isc} 也随试样厚度减小而提高^[10]。因此, 这种实验目前还只限于允许使用较小尺寸试样的高强度材料领域内。

五、断裂力学在中等强度和低强度材料中的应用

中低强度材料构件也发生低应力的破坏事故, 在这领域中工程断裂力学方法能否适用自然是一个引起广泛重视的问题。由于这类破坏事故也是宏观裂纹在普遍弹性状态下扩张引起, 原则上线性断裂力学方法应仍旧有效。但实际上还存在很多技术和理论上有待解决的问题。

首先, 中等强度材料工作应力较低($< 50\% \sigma_{0.2}$), 断裂韧性 K_{Ic} 较高, 因此发生脆性破坏的临界裂纹尺寸较大, 例如美国在 53—54 年间接连发生的数起汽轮机转子、主轴的脆性破坏事故^[12]的分析结果表明^[13—14], 引起脆性破坏的内部圆片形裂纹直径最小为 $1\frac{1}{4}$ 吋。此外, 这种内部裂纹的边界处于理想的平面应变状态。因此要求测定平面应变断裂韧性 K_{Ic} 。在线性断裂力学方法中, 必须使裂纹试样能在低于屈服应力下断

裂才能应用裂纹线性弹性理论的分析方法, 因此要求裂纹很长(例如 $a \geq 2.5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{0.2}} \right)^2$), 其次为了得到平面应变状态的断裂韧性, 用穿透裂纹试样的“突进”(pop-in)方法测定时要求板厚 $B \geq 2.5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{0.2}} \right)^2$ 也很厚, 结果试样尺寸可能大到实际实验机难于拉断。为了解决这个困难, 正在发展一种具有很长裂纹, 又能在比较小的尺寸和拉断载下得到平面应变 K_{Ic} 的“WOL”型紧凑试样, 并且取得了较好的成绩^[15]。

图9是利用这种紧凑试样测得的中等强度($\sigma_{0.2} = 70 \sim 100$ 公斤/毫米²) 汽轮机转子用钢的平面应变 K_{Ic} 值与温度间的关系, 可以看到, 每种钢在其固有的某个温度以上 K_{Ic} 的数值开始急速增大。和传统的切口冲击试验结果比较, 发现这个温度和50%晶状断口对应的断口外貌转变温度(FATT)有良好的对应关系。这个曾经比较成功地被用作选材和设计依据的断口外貌转变温度现在看来比由冲击功值转折决定的无塑性转变温度更具有断裂力学定量的根据。

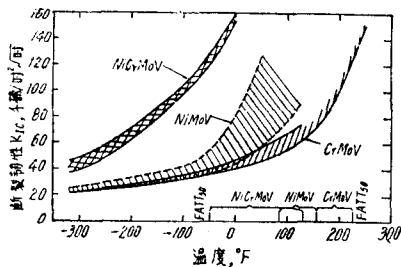


图9 三种钢断裂韧性的比较

中低强度钢断裂韧性实验存在的另一个技术问题是裂纹高速传播条件下的断裂韧性的测定。由于构件刚性和疲劳以及其他方面的考虑, 实际工作应力远低于屈服强度, 正常情况下很长的裂纹也不扩张。但是, 这类钢的冷脆温度比较接近室温, 对形变速率非

常敏感。因而脆性破坏往往在降低温度和冲击载荷下发生。由于冲击载荷的作用, 裂纹亚临界扩张的起源不可避免, 脆性破坏是否发生决定于已经起源的断裂能否传播下去。因此, 这类脆性破坏事故(如气体管道, 桥梁以及船体用钢等)倾向取决于低的工作应力在最低的工作温度下能否维持裂纹的高速传播, 也就是取决于裂纹高速传播条件下的断裂韧性或消耗的能量率。

用含有裂纹试样作冲击弯曲试验和其他高速加载试验研究断裂韧性的速度效应和裂纹高速传播特性还存在许多技术和理论问题。例如, 目前采用大型裂纹弯曲试样的落锤撕裂试验(DWTT)所得到的比功率 W/A 反而比静态 G_{Ic} 大数倍。这是因为很大一部分断裂功是最后断裂时普遍范性条件下给出的, 另外还有小部分裂纹生核功; 而且, 由于试样厚度效应, 即使扣除了上述功耗, 所得的也往往是平面应力和平面应变混合状态的裂纹传播功耗率。根据断裂力学分析方法, 如果有了各种温度和不同裂纹高速扩张速率下的 G_{Ic} , 利用类似(12)式的关系原则上就可以得出有裂纹的构件允许的安全使用应力。这是传统切口冲击韧性和其转折温度方法所不能达到的。而且, 实验证明用裂纹试样的冲击试验的转折温度比裂纹试样静载 K_{Ic} 的转折温度和切口冲击韧性的转折温度都高。

六、断裂力学在材料疲劳破坏问题上的应用

中等强度结构材料在通常较低的工作应力下发生脆性破坏的临界裂纹尺寸很大, 实际构件中存在或漏查的裂纹尺寸或缺陷尺寸往往小于这个临界尺寸。因此, 在发生脆性破坏之前总存在一个裂纹缓慢扩张的亚临界扩张阶段(高强度材料构件也然)。除了“四”中介绍的应力腐蚀外, 疲劳载荷也引起亚临

界扩张。例如，汽轮机主轴发生脆性破坏之前内裂纹的亚临界扩张是由于反复启动和停车产生的加载卸载的疲劳载荷引起的。

另一方面，大量尺寸较小的机械零件，如果不是低温冷脆引起的破坏，则由于脆性破坏的临界裂纹尺寸近于或超过零件的断面尺寸，主要的破坏过程将是裂纹在疲劳载荷下或介质同时作用下的亚临界扩张过程。

对于上述情况，断裂力学也和传统的疲劳强度试验和分析方法不同。按照传统的疲劳分析方法，防止疲劳破坏是根据光滑试样的疲劳极限打上一定安全储备系数进行设计的，但实际上发生的疲劳破坏事故并不少见。也就是说可靠性还是没有充分保证。这种情况是可以理解的，因为在光滑试样试验中疲劳寿命主要时间往往消耗在疲劳裂纹生核阶段，而极小部分时间消耗在裂纹的疲劳扩张阶段，在低于疲劳极限的应力下裂纹生核根本不会发生。但如零件原来已有宏观裂纹存在，在低应力下裂纹亚临界扩张仍不可避免并导致疲劳破坏。或是由于尖切口及其他缺陷使疲劳裂纹生核提早发生，疲劳寿命就要显著缩短。

在机械零件中用表面喷丸、表面淬火和氮化等工艺来防止疲劳裂纹生核，以提高零件疲劳的平均寿命，确实获得了巨大成功。但是，如果零件中裂纹本来已经存在（例如漏查），由于这些方法并不阻止裂纹的疲劳扩张，因而可靠性还是没有根本保证。而且高温工作条件下也不适用。

应用断裂力学关于已经存在的裂纹在疲劳载荷下缓慢扩张速率的研究是对传统的疲劳试验和分析方法一个重要补充。

和裂纹试样的应力腐蚀情况相似，在疲劳载荷下裂纹的亚临界扩张速率也由裂纹尖端的应力强度因子决定，大量实验归纳出以下关系：

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

其中 $\frac{da}{dN}$ 为每个应力循环裂纹扩张量，

$\Delta K \propto (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) (a)^{\frac{1}{2}}$ 为最大应力与最小应力下应力强度因子之差，其具体计算公式与试样及裂纹的几何有关。

图 10 是无介质作用下裂纹疲劳扩张速率，可以看到不同成份，强度级别和结构的各种钢种差别不很大，虽然可以看到高韧性钢比高强度钢的扩张速率略小。

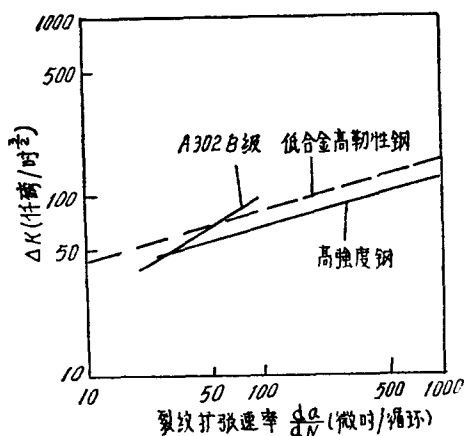


图 10 不同钢种的疲劳裂纹扩张速率

但是，在同时有介质作用下的疲劳扩张情况，指数 n 与材料的断裂韧性 K_{Ic} 的关系就很显著了，此时 n 由 2 至 7 之间变化，低的断裂韧性 K_{Ic} 导致高的 n 值，并且疲劳扩张速率急速增大^[16]。这种情况和低韧性高强度材料的裂纹尖端应力腐蚀敏感性有密切关系。

这些现象和规律性再次说明用传统的光滑疲劳试验测得的疲劳极限 σ_{-1} 进行安全设计的局限性。由于光滑试样的疲劳极限 σ_{-1} 是不产生疲劳裂纹生核的最大应力上限，而疲劳裂纹生核由发生微观范性形变的难易程度决定，因此材料强度 σ_B 愈高，微观范性形变愈难，疲劳裂纹生核也愈难，疲劳极限 σ_{-1} 就愈高。大量实验数据确实表明，在强度低于 140 公斤/毫米² 的条件下有 $\sigma_{-1} \approx 50\% \sigma_B$ 的正比关系，甚至切口疲劳也有类似的正比

关系 (参看图11)。因此, 如果按照这种观点进行选材和设计, 提高材料的强度应该是防止零件疲劳破坏的有效措施。但实践经验并非如此。在承受疲劳载荷的零件中心必须有强度和韧性的良好综合, 而表面则用渗碳、氮化、表面淬火或喷丸, 以防止疲劳裂纹生核和造成预压应力层。

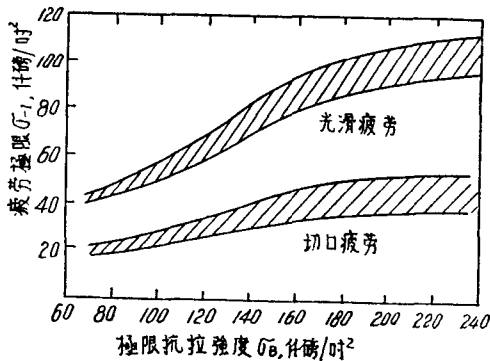


图 11 光滑和切口疲劳强度与抗拉强度的关系

最后, 在许多大型和重要构件中, 例如大型焊接构件, 汽轮机主轴、轮盘和发电机转子等大型锻件, 化工压力容器和管道、飞机的起落架等, 宏观裂纹的存在和形成总是不可避免, 由于反复起动停车或加载卸载, 也往往有介质同时作用, 裂纹将发生缓慢扩张, 在达到临界裂纹尺寸以后才发生脆性破坏。此时裂纹的亚临界扩张速率 $\frac{da}{dN}$ 是决定构件寿命的特性指标, 直接可供选材设计。图12曲线是由材料的断裂韧性 K_{Ic} 决定的破坏应力和构件中存在的最大裂纹深度的关系曲线, 可由 (9) 式作出。根据考核性打压实验和无损探伤, 可以确定构件中存在的最大裂纹尺寸 a_i 和最低破坏应力 σ_c 。如果构件或容器使用中加载卸载循环的最大工作应力为 σ , 在这应力下发生脆性破坏的临界裂纹尺寸 a_c 可由 (9) 式或图12曲线确定。根据裂

纹在 a_i 至 a_c 区间因工作应力循环引起的亚临界扩张速率 $\frac{da}{dN}$, 可以确定裂纹由 a_i 扩张至 a_c 而后在工作应力 σ 下发生脆性破坏所需的循环次数, 构件的相应寿命也就可以知道。

由此可见, 对于这类构件, 降低材料在疲劳载荷 (或同时有介质作用) 下的亚临界扩张速率 $\frac{da}{dN}$ 是提高构件寿命的关键, 从而对这类材料研究提出了新的性能要求。

断裂力学从连续力学角度对构件中不可避免的宏观裂纹引起的脆性破坏、低应力疲劳破坏和应力腐蚀断裂以及其他特殊的破坏问题进行了理论分析和实验, 提出了一些新的宏观力学参量, 例如 K_{Ic} , G_{Ic} , K_{Isc} 以及 $\frac{da}{dN}$ 等, 对构件的合理选材和安全设计提供

了新的方法和依据, 同时也为新材料研究提出了一些新的实验方法和力学指标。

改革传统的韧性和其他力学实验技术和分析方法, 继续改善断裂韧性, 应力腐蚀和疲劳的亚临界扩张等断裂力学的实验技术和理论分析方法, 建立这些新力学指标和合金材料的成份和组织结构以及其他冶金因素及力学性能间的关系对于发展新型超级材料和代用材料的研究工作将会有巨大的促进作用。

最后必须指出, 断口观察技术和分析方法不仅在分析破坏事故原因和破坏性质以便为选材和材料研究提供依据和性能要求是不

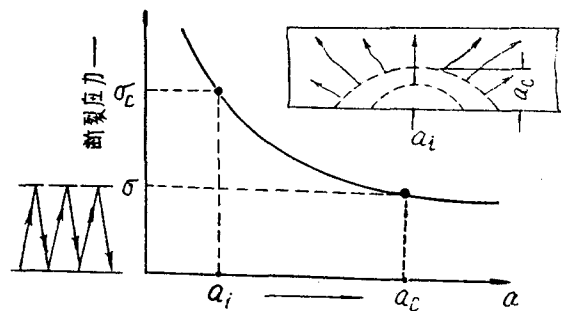


图 12 裂纹亚临界扩张速率与构件的寿命

可缺少的手段，而且在建立工程断裂力学的力学指标与微观断裂机理及组织结构间的关系上也是不可缺少的桥梁。

参 考 文 献

[1] A. A. Griffith: *Philosophical Transactions*, Royal Soc. (London) Ser. A., vol. 221, p. 163—196 (1920).

[2] E. Orowan: "Fracture and Strength of Solids", *Report on Progress in Physics*, Physical Soc. London, vol. 12, p. 185 (1949).

[3] G. R. Irwin: *Journal of Applied Mechanics*, vol. 24, p. 361 (1957).

[4] D. S. Dugdale: *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, vol. 8, p. 10 (1960).

[5] B. A. Bilby, A. H. Cottrell, K. H. Swinden: *Proceedings Royal Society A*, vol. 272, p. 304 (1963).

[6] G. T. Hahn, A. R. Rosenfield: "Applications Related Phenomena in Titanium Alloys", *ASTM. STP №.432*, p. 1(1968).

[7] B. F. Brown, C. D. Beachem: *Corrosion Science* 5, 745—750 (1965).

[8] B. F. Brown: *Materials Research & Standards*, vol. 6, №3 p. 129 (1966).

[9] H. R. Smith, D. E. Piper, F. K. Downey: *Journal of Engineering Fracture Mechanics*, vol. 1, №1, p. 123 (1968).

[10] H. H. Johnson, P. C. Paris: *Journal of Engineering Fracture Mechanics*, vol. 1, №1, p. 3—45 (1968).

[11] H. H. Johnson, A. M. Willner: *Applied Materials and Research*, vol. 4, p. 34 (1965).

[12] E. E. thum: *Metal Progress*, v. 69, p. 49—57 (1956).

[13] Emmert H. D.: *Trans. ASME*, v. 78, p. 1547—65 (1956).

[14] Schabtach C. *Trans. ASME* v. 78, p. 1567—84 (1956).

[15] *Journal of Engineering Fracture Mechanics*, v. 1, p. 77—103 (1968).

[16] R. P. Wei: *Journal of Engineering Fracture Mechanics*, vol.1, №4, p. 464(1970).

断裂韧性的原理、实验技术及分析方法

蔡 其 巩

一、引言

火箭技术的迅速发展,对壳体结构材料的强度和韧性,提出了愈来愈高的要求。随着材料强度的提高,难于预测的脆性破坏倾向就增大了。传统的切口冲击韧性和其他塑性指标,都是依据低强度和中等强度钢的使用经验归纳出来的经验关系而制订的,但它们对于高强度和超高强度材料就未必适用。1950年美国北极星导弹试验事故就是一个例证。对这次事故和以后大量承荷试验发生的脆性破坏的分析表明,断裂总是由宏观尺寸的裂纹扩张引起的。由于裂纹在材料制造工艺和加载过程中发生总是不可避免的,防止裂纹扩张就成为安全性的根本保证。这就是研究断裂韧性及其理论基础——断裂力学的基本任务。

不同于传统的韧性检验方法,断裂韧性的研究从一开始就建立在比较严密的线性弹性理论上,并且强调了对实验现象的科学分析。这种情况完全是因为要像过去那样依靠长期使用来积累新的经验关系,已经满足不了今天对新材料迅速发展的要求。因此,本文从这一特点出发,介绍断裂力学的一些基本概念和断裂韧性实验的原理和方法,并着重介绍利用板材穿透裂纹试样测定平面应变断裂韧性(即 K_{Ic})的实验技术和分析方法。至于裂纹在疲劳载荷下或应力腐蚀条件下的亚临界扩张的试验技术和分析方法,将不在本文讨论范围之内。

二、脆性材料的实际强度——裂纹的作用

脆性破坏的理论研究在历史上是从解释

脆性材料实际强度远低于理论强度开始的。

Griffith^[1]根据玻璃、陶瓷中存在的微裂纹扩张的能量平衡条件,成功地说明了这种材料的实际强度和存在的最大微裂纹尺寸之间的关系。

设想在单位厚度无限宽板材上,作用应力 σ 使其弹性伸长后,将两端固定,以隔绝外界能源(图1(a))。板材中每单位体积

将储存 $\frac{1}{2}\sigma\epsilon = \frac{\sigma^2}{2E}$ 的弹性应变能。如果在这

受胁板材上割开一个垂直于应力 σ , 长度为 $2a$ 的裂纹,由于裂纹表面应力的消失和裂口相应的弹性张开,弹性应变能将部份消失或释放出来。弹性理论计算表明,此释放出的

应变能为 $U = -\frac{\sigma^2\pi a^2}{E}$ 。负号表示上述隔离

系统的应变能减少,也即释放出来。另一方面,裂纹扩张时形成新表面需要作表面功,长为 $2a$ 裂纹的表面功为 $W = 4aT$, 其中 T 为表面张力。

裂纹开始能自动扩张的临界条件是:裂纹扩张时所需的表面功应正好能由裂纹扩张时系统释放出的弹性应变能来抵偿(参看图1(b)),

$$\text{即} \quad \frac{\partial U}{\partial a} + \frac{\partial W}{\partial a} = 0 \quad (1)$$

$$\text{或} \quad \frac{\partial}{\partial a} \left(-\frac{\sigma^2\pi a^2}{E} + 4aT \right) = 0 \quad (2)$$

$$\text{由此得到} \quad \sigma_c = \left(\frac{2ET}{\pi a} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (3)$$

其中 σ_c 为使长为 $2a$ 的裂纹开始扩张的临界应力,也就是有微裂纹的脆性材料的实际强度。由于 $T \sim 10^3$ 尔格/厘米² $\approx 10^{-1}$ 公斤/毫米, $E \approx 10^{11}$ 公斤/毫米² 只要有 $a = 1$ 微