

应用力学

(八)



科学技术文献出版社重庆分社

目 录

裂纹扩展研究中的新进展(评论).....(1)
 断裂力学在工业问题中的应用.....(17)
 金属在非均匀应力状态条件下在高周加载时
 的变形和断裂(1)(25)
 (2)(33)
 非线性系统对随机激励的瞬变响应.....(40)
 车辆随机振动的计算方法(续).....(53)
 最近的应变计(3)(61)
 (4)(64)
 《应用力学》1981-1982年各期目录(73)

裂纹扩展研究中的新进展(评论)

M. H. El Haddad, T. H. Topper, B. Mukherjee

(摘要)评述了应用断裂力学概念描述在低温和高温下,在循环、蠕变、和蠕变-疲劳条件下的裂纹扩展。讨论了各种断裂力学技术在预测与循环和时间有关的裂纹扩展中的适用性和局限性。同时,还讨论了应用断裂力学预测各种构件的疲劳寿命和靠近门槛条件下的裂纹性态的问题,特别注重了小裂纹的扩展。

符 号

- | | |
|--------------------------------|------------------------------|
| A——材料常数 | c——与温度相关的材料参数 |
| B——试样厚度 | m——材料系数 |
| D——材料常数 | n——应力敏感性 |
| E——弹性模量 | t——时间 |
| F——几何相关的常数 | μ ——泊松比 |
| G——应变能释放率 | ρ ——缺口根部半径 |
| J——J积分 | β ——材料系数 |
| K', K'_c ——理论应力集中系数, 裂纹长度的函数 | δ ——沿加载线位移 |
| M——材料常数 | $\dot{\delta}$ ——位移速率 |
| M_s ——表面裂纹修正因子 | $\dot{U}$ ——势能变化率 |
| M_t ——有限宽度修正因子 | $d\dot{\delta}/dt$ ——位移速率的变化 |
| N——循环次数 | C^* ——蠕变裂纹扩展控制参数 |
| P——外加载荷 | ϕ_0 ——完全椭圆积分 |
| R——最小和最大应力之比 | $\Delta\sigma_e$ ——疲劳极限 |
| T——温度 | σ_{net} ——净断面应力 |
| U——势能 | σ_y ——材料的屈服应力 |
| Z——材料常数 | Δe ——名义应变范围 |
| da/dN 或 dl/dN ——疲劳裂纹扩展速率 | Δe_p ——名义应变范围的塑性分量 |
| da/dt ——蠕变裂纹扩展速率 | Δe_e ——名义应变范围的弹性分量 |
| du/da ——势能的变化 | ΔS ——名义应力范围 |
| $f(a)$ ——裂纹长度函数 | ΔS_{th} ——门槛应力范围 |
| $g(p)$ ——载荷p的函数 | $\dot{\epsilon}$ ——应变速率 |
| l——从缺口根部量起的裂纹长度 | Δe ——缺口根部局部应变范围 |
| l_0 ——材料常数 | $\Delta\sigma$ ——缺口根部局部应力范围 |
| a——总的裂纹长度 | ΔK ——应力强度因子范围 |
| b——未开裂的韧带 | ΔK_{th} ——门槛应力强度因子 |
| | ΔK_e ——应变强度因子 |
| | $\Delta K'_e$ ——有效应变强度因子 |
| | K_c ——断裂韧性 |
| | K_{max} ——最大应力强度因子 |

引言

在现代电厂中,暴露在机械载荷与温度急剧变化环境中的结构部件,曾导致大量的断裂问题。疲劳裂纹往往产生在应力集中处,或者在很快会形成裂纹的缺陷部位。在这种条件下,构件的寿命多半受到疲劳裂纹扩展的限制。目前,工程师们感到由于裂纹启裂长度的不确定,于是把设计寿命建立在裂纹扩展至断裂所需时间的长短上。

与此同时,形成了这样的概念,某些结构在服役检验中发现了缺陷,但仍可以继续安全使用。线弹性断裂力学方法已用来确定所发现的缺陷是否会使结构的完整性产生问题,以及附加的工作载荷是否会造成显著的裂纹扩展。但是,对于很多结构部件来说,线弹性断裂力学是不精确的,因为裂纹很小,裂纹扩展要通过大的塑性变形,或者因为裂纹扩展是由于与时间相关的过程引起的,例如蠕变和环境交互作用。因此,为了改善预测结构部件裂纹扩展的精度,需要作更多的研究来扩充线弹性断裂力学,使它包含塑性和与时间相关的过程的影响。

本文评述了关于断裂力学在高、低温条件下应用的技术现状和断裂力学参数的新发展,这些参数可用在弹塑性过程或与时间有关的过程中预测裂纹的扩展。还讨论了关于新的研究领域的建议。

裂纹扩展的研究

断裂力学概念,在预测低温疲劳裂纹扩展性态方面是很成功的[1]。特别是对几种材料,在线弹性范围内可以用应力强度因子 K ,或在塑性裂纹扩展条件下,用弹塑性参量,如 J 积分来表征裂纹的扩展。这个成就促进了断裂力学在高温下的应用。为了表征裂纹在高温条件下的扩展性态,曾做过一些尝试[2-23]。提出过很多参数,诸如,

K , J 积分,裂纹张开位移(COD),净断面应力以及 C^* 。在讨论高温下应用这些参数之前,首先判明对高温裂纹扩展有影响的某些重要变量,以及应用断裂力学参数的局限性,是有用的。

通过与循环相关或与时间相关的过程,或者同时具有上述两种过程,可以产生裂纹扩展。每个过程对裂纹扩展的作用,取决于温度、频率、持续时间或波形,以及材料和环境效应。与时间相关的过程包括蠕变和环境两种效应,这个过程还导致裂纹扩展速率强烈依赖于温度。而只与循环相关的过程,对温度是相当不敏感的[2]。对于与时间相

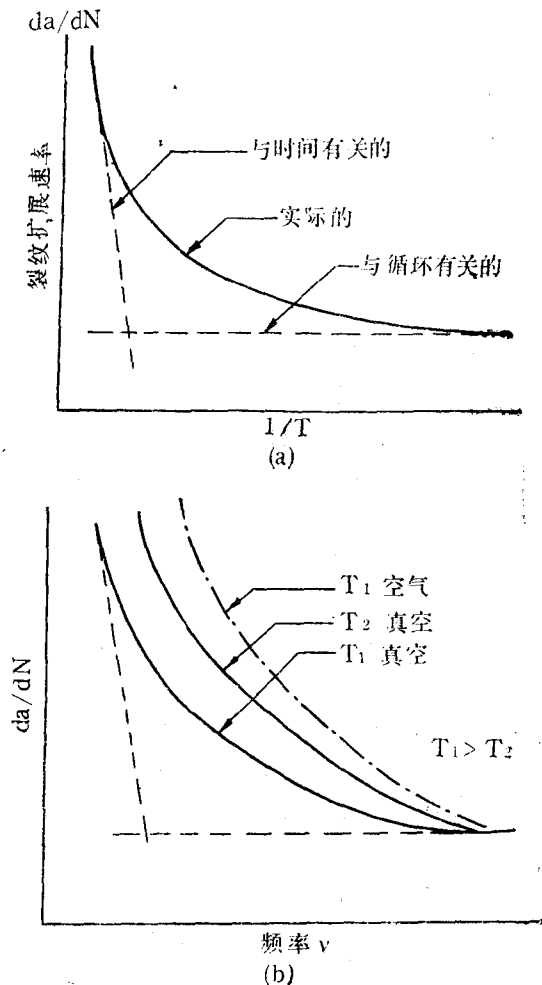


图1 裂纹扩展速率示意图。(a)作为温度的函数;(b)作为频率的函数[2]

关的过程和与循环相关的过程,温度和频率对疲劳裂纹扩展速率的影响示于图1。低频和高温有利于与时间相关的过程,而高频和低温则有利于与循环相关的过程。在中温下,能发生两个过程的结合,它依赖于振幅和频率[2]。

两个过程之间的任何相互作用,都可能显著影响断裂力学方法的应用,即使它们分别适用于每个过程。例如,在高温疲劳时,加速蠕变的部件产生的应力松弛速率比由裂纹扩展所产生的应力场的增加要快。结果造成裂纹顶端的钝化。它可以影响裂纹扩展到这种程度,以致使适用于纯蠕变,或纯疲劳裂纹扩展的各种参数,都不能用于它们之间的相互作用。由于这些参数不能考虑裂纹顶端材质的变化,也造成这些参数的不适用性。在以下诸节中,将讨论断裂力学参数在疲劳、蠕变以及疲劳-蠕变条件下的适用性。

疲劳裂纹扩展

假如裂纹扩展纯粹与循环相关,以及裂纹顶端前方能够保持平面应变条件[2],那么高温下的疲劳裂纹扩展,可以很好地用附录A中A.1式给出的应力强度因子 ΔK 来描述。大多数合金,在高频和较低温度下,裂纹扩展主要与循环相关,就会出现上述情况[2,24]。对某些合金,在高温下,加上环境效应可能加速裂纹扩展速率,以致由于蠕变造成的应力松弛可以忽视。在这些情况下, ΔK 是一个合理的参数,被用来建立与裂纹扩展速率的关系[5,11,19]。另一方面,对很快产生塑性屈服的合金, ΔK 不能精确描述裂纹顶端的应力场,因此,其他参数可能是必要的[2]。

近年来,作过若干尝试,用J积分,COD和 ΔK_I ,把线弹性断裂力学扩充到弹塑性区域[3,10,25-31]。在最后一方法中,在由式A.1给定的 ΔK 表达式中,用应变项代替了应力项,如式A.2所示。McEvily[3]和Solomon[28]分别研究了铜和1018钢的低周

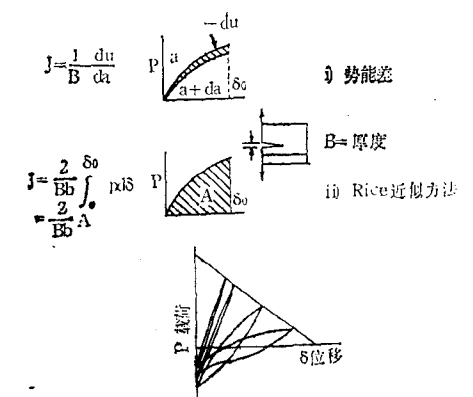
疲劳裂纹扩展,他们的结果分别表明,式A.2有很好的适用性。Rau等[10]、Gemma和Philips[20]以及其他作者发现,在各种应变温度循环下热疲劳的不同应变范围内,以及在等温低周疲劳的不同应变范围内,管形试样的裂纹扩展速率可以很好地用式A.2描述。

还指出[29-31],对缺口和光滑试样,在弹性和塑性两种应变场情况下,对短裂纹所产生的裂纹扩展,当采用应变强度因子说明时,短裂纹的扩展试验结果与弹性裂纹试验结果符合得很好。进而,Haigh和Skelton[18]考虑了裂纹闭合效应,将式A.2改进为式A.3的形式。在没有蠕变损伤条件下,Cr-Mo-V铸钢在550℃下的试验结果与式A.3有很好的关系。

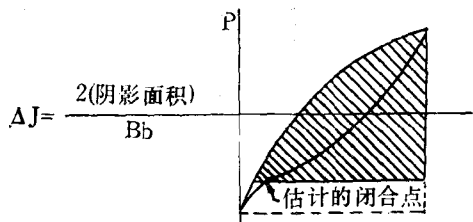
在过去几年中,另一个重要的发展是把J积分用于疲劳裂纹扩展。Rice首先提出的J积分与应变能释放率G相类似,只是前者是以非线性弹性体,而不是线弹性体为基础的。因此,对小范围屈服,J就转化为G,J也就可以直接按式A.4建立与K的关系。对于弹塑性材料,J保留一个物理含义,它是裂纹顶端应变场强度的量度,可用应变集中来表示。

Dowling和Begley[25-27]尝试用J积分分析几种试样(即中心裂纹试样,紧凑拉伸试样和光滑试样)在室温下的疲劳裂纹扩展速率。他指出,对A533-B钢,在位移控制的疲劳条件下,可以确定一个适当的J积分,如图2所示。对于平裂纹试样也可得到一个J积分的近似解。这个解可以成功地推广到预测光滑和缺口试样中短裂纹的塑性裂纹扩展[29-31]。

建立了J积分在高应变水平下与低温疲劳裂纹扩展速率间的关系,以启发研究者们把这种方法用于高温。Sadanada和Shahinian[33,34]对Udimet700在高温下的载荷控制疲劳,给出了一个适当的J积分。这个方法是,对载荷位移曲线的积分,取相应最小

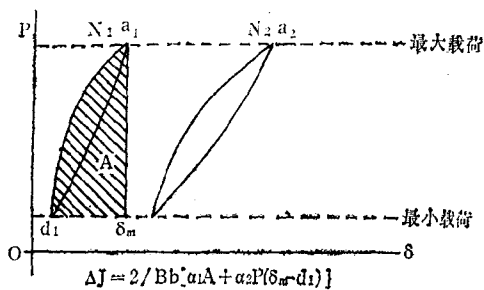


(1) 在对位移作斜线控制中的载荷一位移滞后回线



(2) 循环J的定义

图2 静载和循环载荷下J的确定[32, 35]



$$\Delta J = \frac{2}{Bb} [a_1 A + a_2 P (\delta_m - d)]$$

a_1 和 a_2 是文献[91]中给出的常数

图3 在循环载荷控制试验中循环J的估计[33]

载荷的伸长为积分的下限。方法示于图3。图4示出Udimet700在850℃下，用 ΔJ 表示的疲劳裂纹扩展数据，它成功地预计了疲劳裂纹扩展速率。

建议的另一个参数是COD。Haigh[9]指出，用COD表示低合金钢疲劳裂纹扩展速率，与用 ΔK 表示相比，其分散性较小。另一方面，Sadananda和Shahinian[2]又指出，对Udimet700，J积分是比COD或 ΔK 更好的疲劳模型。

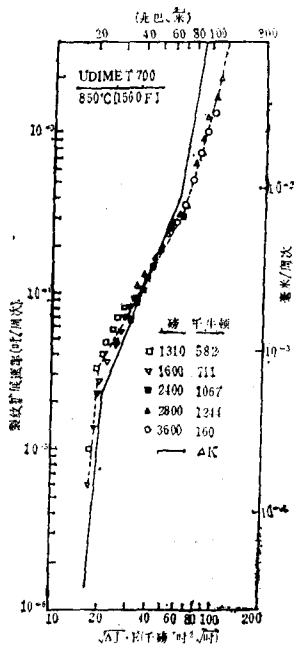


图4 Udimet 700 在载荷控制疲劳条件下，裂纹扩展速率作为J积分参数的函数[2]

上面讨论的断裂力学参数 ΔK ， ΔK_e ， ΔJ 和COD，至少在这样的温度和频率范围内是适用的，在这种范围内疲劳扩展主要取决于循环，而断裂主要是穿晶的[2]。对于在高温下有更大延性的材料，J积分和 ΔK_e 可能比 ΔK 或COD更好。另一方面，当与时间有关的过程如蠕变，叠加在与循环有关的过程之上时，就必须扩充断裂力学参数，使之包含与时间有关的效应。这将在下节讨论。

蠕变裂纹扩展

各种参数都被用来尝试去建立与沿晶断裂为主的蠕变裂纹扩展数据间的关系。这些参数包括K，J积分， C^* 积分，COD速率，名义净断面应力，以及参考应力[35-44]。有些作者宣称[22, 41, 44-50]，蠕变裂纹扩展速率可以用K来描述。K如附录B中B.1式所给出。而另一些作者[46-48, 51]则认为与B.2式给出的净断面应力 σ_{net} 有更好的关系。B.1和B.2式中的系数值取决于材料和试验温度。所报导的 α 和 β 的数值范围从3

到30, 但对某一特定材料, 其值通常接近第二阶段蠕变应变率 $\dot{\epsilon}$ 的应力敏感性 n , 公式B.3 给出了蠕变规律。一般来讲, 对蠕变延性低的材料, K 对很多材料都是有效的[45, 50, 52—54], 并且可以描述裂纹的扩展。

当延性合金的蠕变速率较高时, 裂纹顶端前沿材料可以变形, 尖裂纹被钝化, 从而降低了裂纹顶端的应力场。它可使应力场改变到这种程度。以致于线性应力强度因子不再适用, 如图5所示, 由于弹性位移比起总

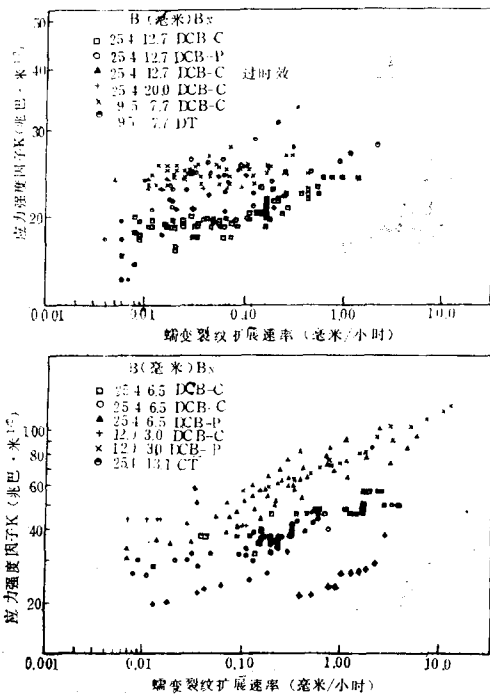


图5 (上图) 是铝合金RR58在150℃时, 蠕变裂纹扩展速率与应力强度因子 K 间的关系[62], (下图) 1/2%Cr/1/2%Mn/4%V钢在565℃下的蠕变裂纹扩展速率与应力强度因子 K 的关系[62]

位移小, 所以 Haigh[55] 认为用 K 是不合理的。在这种情况下, COD 速率比 K 能更好地关联这些数据。名义净断面应力也能用来建立与裂纹扩展数据的关系, 而且认为对550℃下的低合金钢和740℃下的退火316不锈钢, 名义净断面应力也比 K 好[50]。

另一个有用的参数是参考应力[35, 56—57]。发展参考应力的概念, 是为了根据单

轴试验数据预计复杂结构的蠕变变形和断裂。目前, 它又被发展用来预计蠕变裂纹扩展速率[56], 并且已有一些成功的报导。这个参数与裂纹试样的总断裂时间, 或总的变形率也有一定关系, 特别是平面应力状态时, 因此, 这个参数也是很有用的。在这种情况下, 分布很广的蠕变损伤将发生在主裂纹前端, 直至裂纹通过被损伤的材料, 而达到最终的断裂。这个裂纹扩展阶段可能只占总寿命时间的一小部分, 所以可以期望用参考应力方法来预计蠕变断裂[35, 57]。对没有约束的延性情况[35—37], 这种预计方法是成功的。然而, 对于接近平面应变的情形, 除非把试样的厚度和宽度效应包含在参考应力的表达式中[56], 否则, 由此预计的寿命, 一般来讲已不再是保守的了。

可以预期, 由于蠕变规律的特性是非线性的, 所以非线性断裂力学比线弹性参数更合适。最近, 少数作者曾尝试用 J 积分来表征Udimet700[53]和718合金[52]的蠕变裂纹扩展, 但结果不理想。得到的数据很分散, 指出, 用 J 积分所得到的这种偏差, 可能是由于试验上的困难引起的。

另一个与能量有关的参数是所谓的 C^* 参数, 建议用来与蠕变裂纹扩展数据建立关系, 它与 J 积分类似, 具有 J/t 的量纲[33, 35, 58—63]。它表征靠近裂纹顶端的应力应变速率场, 并可用势能变化率来解释, 或者用类似 J 积分的方法解释。 C^* 参数存在的一个问题是它本身的估计。Landes和Begley[58]以及后来的其他作者, 在势能率随裂纹长度变化的基础上, 将一个试验结果整理成图形, 方法示于图6。

认为对超耐热合金的透平叶片用镍铬钼钛钢在649℃(1200°F)[58]和718合金, 在760℃[52]时, 裂纹扩展速率与 C^* 的关系比与 K 的关系好。Turner和其他作者[59—62], 用弯曲的理论估计了 C^* 参数。他们指出, C^* 与材料的应变速率敏感性 n , 以及载荷和位移率的乘积有关, 还与附录B中给出的

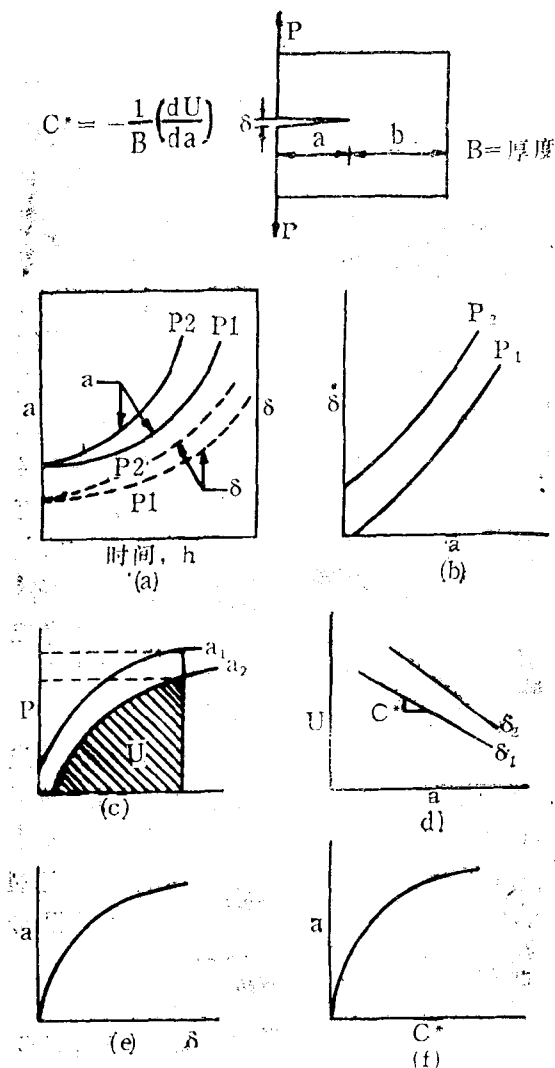


图6 C^* 参数的确定[58]

裂纹长度有关。他们指出, 对铝合金和低合金钢, 裂纹扩展速率正比于 C^* , 如图7所示。与此类似, Harper和Ellison导出了 C^* 的计算式[63], 用它精确预计了 1Cr—Mo—V 钢在 565℃ 下的蠕变裂纹扩展速率。在文献[64, 65] 中, 还采用了简单的解析方法估算 C^* 。

对于文献[61, 63]中所报导的、显示高 n 值的材料, C^* 参数可用来解释用净断面应力或用参考应力描述蠕变裂纹扩展, 比用 K 来描述具有更好一致性。它表明, 可以建立 C^* 与净断面应力或与参考应力两者间的关系。因此, 用净断面应力建立的关系或者用参考应力建立的关系, 都象 C^* 一样, 与非线性参数很符合。

从上述评论可以看出, 蠕变裂纹扩展性

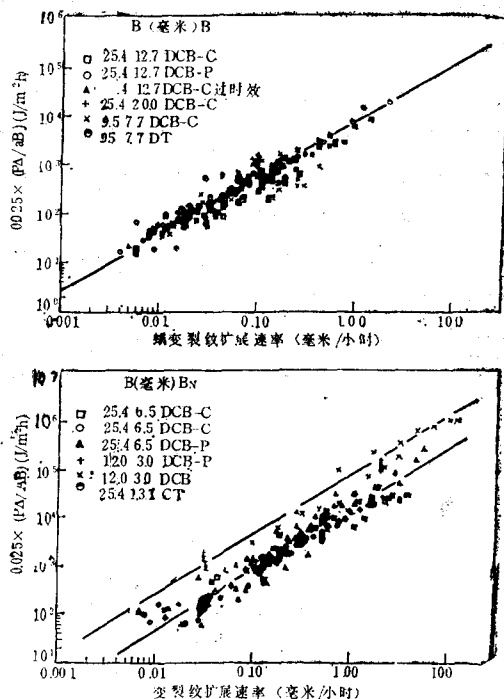


图7 蠕变裂纹扩展速率和 C^* 的试验估算值的比较: 上图为铝合金RR58在150℃时(附录B)的情况[62], 下图为1/2% Cr-1/2% Mo-1/4% V钢在565℃时(附录B)的情况[62]

态可分为三种情况: 在一个极端下, 是一种脆的情况, 此时材料是脆性的, 约束程度是高的, 因此它处于平面应变条件, 裂纹顶端应力的重新分布不大。在这种情况下, 断裂仍是裂纹顶端的局部过程, 所以用 K 来处理裂纹扩展数据。在使用中, 在焊缝两侧的热影响区, 或在很厚的构件中以及两者同时存在的许多情况下, 都会遇到上述这种情况。在另一个极端下, 如果材料有很好的延性, 并且约束也很小, 平面应力条件起主导作用, 则导致延性状态。在这种情况下, 裂纹顶端及其附近的应力会很快重新分布, 这时净断面应力和参考应力非常有用。特别是用来估计达到断裂的时间。实际上, 很多材料处于两种极端情况之间, 称为准脆性。在这种情况下, 一般可用一个弹塑性参数, 如 C^* , 甚至可将其推广应用于其他场合, 如下面将要讨论的蠕变-疲劳裂纹问题。

蠕变-疲劳裂纹扩展

随着温度增加和频率降低或者随着持续的时间，与时间有关的过程的贡献就显著。预计这个范围内的裂纹扩展是重要的，特别是对工作在蠕变-疲劳交互作用条件下的构件。循环蠕变条件下裂纹扩展的试验工作还很有限[35]。持续时间对裂纹扩展的影响，曾用少数合金进行过研究。

试验表明，对718合金，在425℃时，裂纹扩展性态基本上取决于循环，持续时间达到10分钟对裂纹扩展速率无影响，如图8a所示。另一方面，在650℃时，裂纹扩展速率随持续时间而增加，如图8所示，裂纹扩展是取决于时间的。在中间温度540℃时，在低应力强度下裂纹扩展与时间相关，在高应

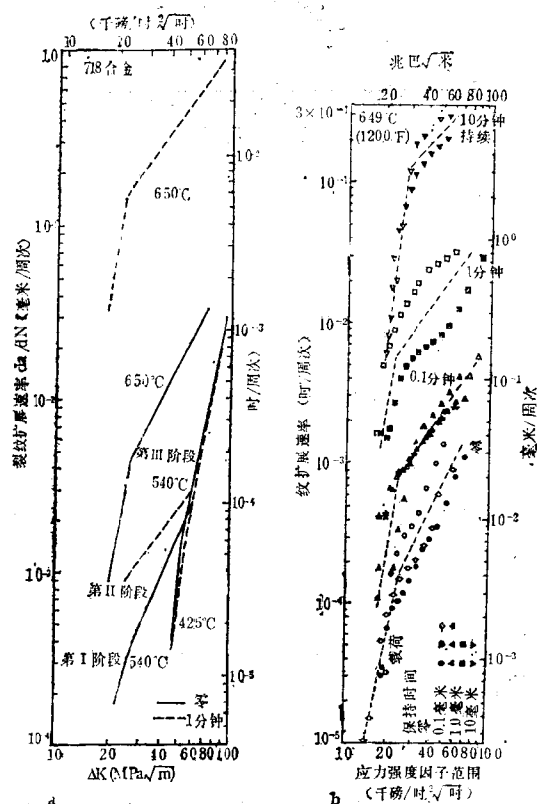


图8 (a) 在循环和复合载荷下，温度对裂纹扩展速率的影响[24]，(b) 对718合金，在649℃在几个载荷下，持续时间对以 ΔK 为函数的裂纹扩展速率 da/dN 的影响[67]

力强度下，则与循环相关，如图8a所示。Skelfon指出[70]，对Cr—Ni—Nb钢，把持续时间周期增大超过30分钟，没有观察到对裂纹扩展速率有影响。

对不同合金，因持续时间引起的裂纹扩展性态上的差别，可能是与它们对环境的敏感性，它们的屈服强度和延性，以及它们在高温下微观组织的稳定性的不同有关。所有这些因素，在确定那一个进程产生较高的裂纹扩展速率是很重要的。在裂纹扩展中出现的持续时间效应，也反映在持续时间对疲

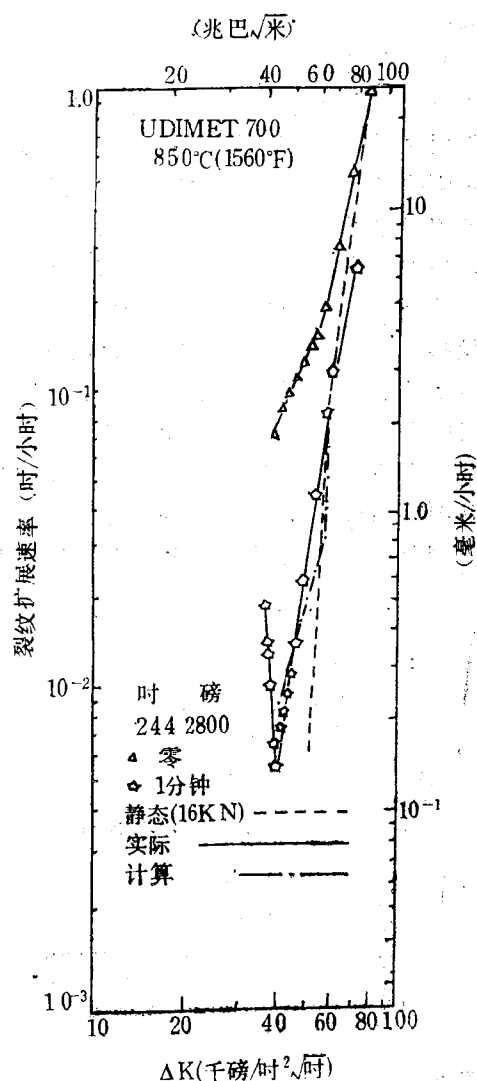


图9 蠕变疲劳条件下Udimet700的裂纹扩展速率[2]

劳寿命的影响上[2, 71]。这意味着, 在疲劳寿命上出现的效应, 可能是由于裂纹扩展阶段的效应, 当然也不能排除这种效应存在于起始阶段的可能性。

更有趣的是[2], 如图9所示, 在裂纹扩展早期阶段, 裂纹扩展速率是下降的, 随后又增加, 这是对Udimet700, 持续时间为1分钟情况下得到的。这种类型的蠕变-疲劳交互作用可能是有利的, 当出现这种情况时, 外加载荷水平使初始裂纹扩展速率超过材料的门槛值, 但当它降低到门槛值时, 则裂纹被阻止或不再扩展[72, 73]。这一点还将在后面详细讨论。

通过周期性(每5到10个循环)增加最高温度下的平均应变, 研究了蠕变和热疲劳联合作用对裂纹扩展的影响[10]。叠加蠕变的这种影响显著地提高了用 ΔK_e 表示的裂纹扩展速率, 如图10所示。此外, 根据这些结果, 叠加的蠕变改变了开裂的模式, 不再是单个的裂纹, 而是多个的平行裂纹, 它们与初始裂纹相互作用。在物理上, 图6, 9和10中所示的蠕变-疲劳交互作用的效应, 与持续时间内裂纹顶端应力场的松弛有关。在这个范围内的裂纹扩展速率不能用断裂力学的参数 ΔK , ΔK_e 和J积分来表征, 除非它们被推广到包含蠕变-疲劳交互作用的影响和与

时间有关的过程的影响这样一些情况。

对于在使用温度下具有较低延性的超耐热合金, 可以期望, 一般的断裂力学参量是有效的[2]。如果没有循环和时间相关过程间的交互作用, 那么断裂力学方法的适用性取决于每个过程的相应作用。关于受蠕变-疲劳载荷包括持续受最大应力作用的1Cr—Mo—V钢的最近研究[63]表明, 在这些条件下, 可以借助 C^* 参量来预计裂纹扩展速率, 如图11所示。但是, 为了表明这个结果的普遍性也有不成功的例子。

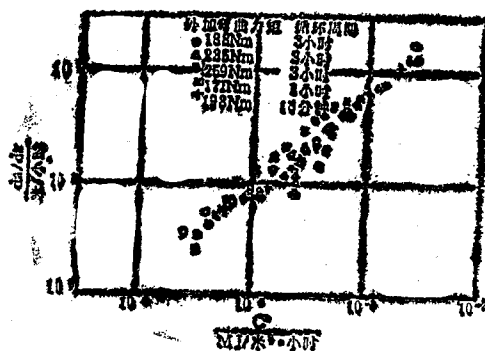


图11 裂纹扩展速率关系, 单边缺口弯曲循环 [63]

断裂力学的应用

目前, 断裂力学在低温结构部件中得到了广泛的应用。但是, 对工作在蠕变温度范围内的部件, 断裂力学的应用还远不完善。在很多应用中, 如构件的寿命预测和非扩展裂纹的预计, 断裂力学被证实是有用的工具。在这一节中, 将讨论高温和低温下断裂力学的一些应用, 借以说明研究裂纹扩展是有用的。

缺口部件的寿命预计

很多部件的使用寿命消耗在缺口根部如焊趾处裂纹的启裂上, 此裂纹扩展穿过缺口的应力集中区, 然后继续扩展穿过缺口截面的剩余部分。在这些阶段中, 所消耗的循环

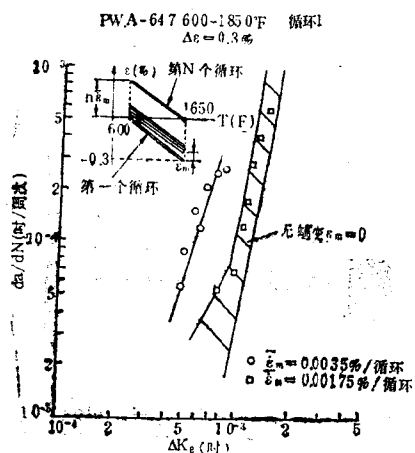


图10 蠕变伸长 ϵ_m 对PWA647热疲劳裂纹扩展速率的影响, 每一循环范围是315.6到898.88℃ (600到1650°F) [10]

数之比,是随材料,缺口几何形状,试样尺寸,加载条件和环境而变化的[74]。带缺口部件疲劳寿命的预计,通常是把整个寿命分成裂纹形成和裂纹扩展寿命而获得的。这个方法要求定义一个疲劳裂纹形成长度,作为裂纹形成和扩展分析间的桥梁[74]。根据光滑试样低周疲劳数据,用局部应变方法可以获得裂纹启裂寿命[94,75]。根据断裂力学概念,发展了估计缺口或裂纹部件裂纹扩展寿命的分析方法[76,77]。

然而,对于很小的裂纹和由于高载荷水平下在缺口边埋藏在塑性区中的的裂纹,现有的常规断裂力学结果已不适用[29—31]。在与缺口相联系的早期裂纹扩展中,短裂纹的扩展速率大大超过了按弹性应力强度因子结果所预期的裂纹扩展速率。进而,常规断裂力学不能预计的特征是,在裂纹扩展的早期阶段,裂纹扩展速率下降,而后再增加[30],如图所示。在出现裂纹时,还发现在裂纹扩展时一种类似的初始下降情况,即裂纹产生了,然后又停止了扩展[72,73]。因此,对断裂力学解加以修正来预计小裂纹扩展速率的这种倾向,和计及塑性区对缺口处短裂纹扩展的影响[29—31]。

通过采用J积分概念或附录C中给出的应变强度因子方法,考察了塑性影响。通过引入有效裂纹长度 l_0 来解释小尺寸范围内物理上的不连续, l_0 如附录C介绍的那样,根据光滑试样的疲劳极限和长裂纹的门槛应力强度因子来计算。长度 l_0 是材料及材料条件的特性,对低强度钢它随晶粒尺寸呈线性变化[29,78]。这说明靠近自由表面变形的两个特点。其中之一是边界对裂纹顶端应力分布的影响[79]。第二个特点是,由于周围晶粒约束不足,与心部晶粒相比,金属表面晶粒流变阻力下降[78]。

当用附录C给出的结果,或J积分结果表示时[31],光滑、缺口和焊接试样在弹性和塑性应变范围内,其短裂纹的裂纹扩展速率结果与图13所示弹性长裂纹数据吻合得极好

[29—31,72,78]。当与一个扩展模型相结合时,即考虑附录C中的所有裂纹扩展阶段时,这些结果也成功地预计了室温下缺口和焊接试样总的疲劳寿命[81,82],如图14和15所示。这可能多少有些巧合,在这些几何条件下,裂纹形成寿命比之裂纹扩展寿命可能是小的。然而,即使这是真的,预计的精度表明,这些解也能精确处理扩展短裂纹所需要的时间。此外,这个方法避免了老方法的困难。老方法把疲劳寿命分为形成寿命和扩展寿命,它要求定义一个裂纹形成长度,或对一个特定短裂纹长度要求一个初始数据[74]。裂纹的形成和早期扩展是受缺口处迅速递减的塑性应变场控制的,基于此,也可以预计塑性约束缺口处短的疲劳裂纹的扩展。认为形成和扩展都受总的塑性剪切变形量的控制[84]。

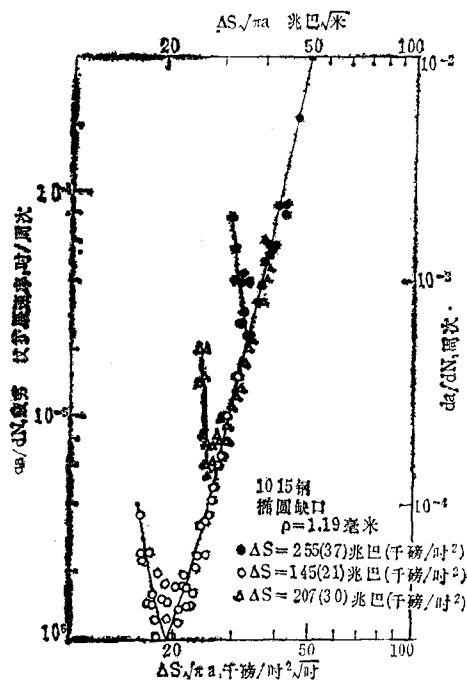


图12 椭圆缺口的裂纹扩展速率[29—31]

在高应力和高温下使用的部件,如果要使它们的安全使用寿命达数千小时和数千个循环,就需要更进一步对裂纹扩展的研究提出一些重要课题。就目前技术发展的水平,一

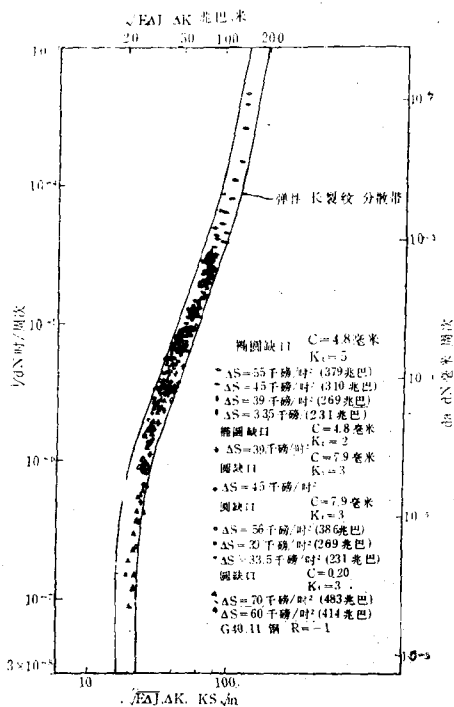


图13 疲劳裂纹扩展速率为 ΔK 和 ΔJ 的函数〔29—31〕

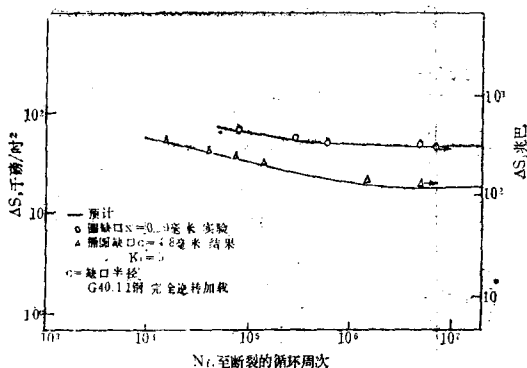


图14 缺口试样疲劳寿命的预计〔81〕

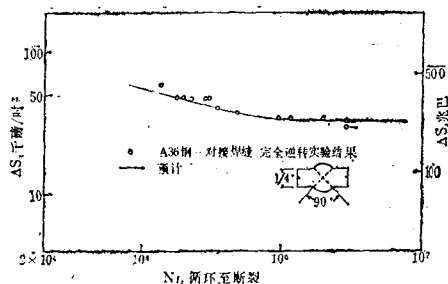


图15 对接焊缝试样疲劳寿命的预计〔82〕

一般在构件的裂纹扩展寿命模型中没有包括循环蠕变和蠕变疲劳交互作用的影响。在高温构件中，发现蠕变或时间相关过程是很重要的。然而，在文献中，大多数可以采用的作品，从设计角度都还没有给出明确的结论，除裂纹扩展过程取决于循环的情况外，在这种情况下，断裂力学才被证明在预计高温零件缺口（最初的开裂由热应力引起）处裂纹扩展的容限和确定这些缺口零件在裂纹发生后的有用寿命，是十分有效的手段。再重复一遍，在这些应用中，对缺口附近小裂纹的裂纹扩展速率不能用常规的弹性断裂力学解来预计〔87〕。

但是，随着弹塑性断裂力学方法的新进展〔28—30, 72, 78, 81—84〕，把这些新方法推广到在高温下工作的许多关键部件上来预测裂纹的早期扩展是可能的。能够对总的工作寿命作出精确预计。特别是对工作在疲劳和蠕变都对裂纹扩展有作用的情况，以及比较容易启裂的情况，这有很重要的实际意义。

接近门槛应力强度水平的裂纹性态

构件中的裂纹经常产生在几何形状的应力集中处，如圆孔，构件的变截面处，以及焊趾或焊接缺陷处。这样形成的裂纹首先穿过靠近缺口的高应力区，然后继续穿过构件的本体，直至断裂发生。在尖缺口根部，即使在低应力水平下，裂纹也会很快产生。但是，如果缺口非常尖，那么外加的名义应力也非常小，它们就能产生裂纹，但它不会继续扩展，导致试样断裂。因此，在使用中缺口部件不坏这一事实并不意味着，缺口根部的材料不会开裂。当产生裂纹所需要的应力不能导致它的扩展以致断裂时，通常把此缺口疲劳极限看成起始应力，它等于使裂纹继续扩展至断裂所需要的最小应力水平。

对于钝缺口，这两个疲劳极限是相同的，但是对某些具有尖缺口的构件，它们是不同的。其原因是发现存在一个裂纹非扩展

的应力区[72, 73]。在这个区域中, 当名义应力等于疲劳极限除以应力集中系数时, 在缺口根部裂纹即可形成。但是, 只有施加一定的、高于阈值值的应力水平时, 裂纹才会继续扩展。这可凭某些观察来解释[30], 在钝缺口处形成的裂纹, 裂纹扩展速率连续递增, 而在尖缺口处形成的裂纹, 其扩展速率在开始时下降, 达到最小值, 然后再增加, 如图12所示。由文献[30, 31, 72]和附录C的解可知, 对于尖缺口试样, 在恒定载荷水平下所得到的、应力强度对裂纹长度曲线, 也是开始时下降, 然后上升, 如图16所示。当外加载荷水平是使缺口根部应力强度超过阈值值, 但应力强度的最小值又低于阈值值时, 裂纹开始时扩展, 当应力强度一旦低于阈值值后, 便停止扩展, 这是由于出现了如图16所示的静止裂纹的缘故[39]。根据断裂力学解[30, 31, 72], 说明由尖缺口性态变到钝缺口性态, 取决于缺口几何形状、缺口尺寸、局部应变水平和材料条件。基于文献[83, 84]提供的方法, 也可以预计非扩展裂纹。

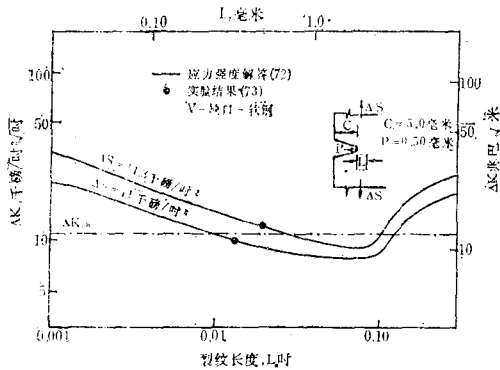


图16 非扩展裂纹的预计[72]

在缺口根部或焊趾处, 接近门槛应力强度 ΔK_{th} 的短裂纹的性态可以用作用的门槛应力 ΔS_{th} 来描述。这个应力值可以通过把 ΔK_{th} 值代入式C.5得到, 式C.5已用来测非扩展裂纹。代入 ΔK_{th} 值, 式C.5可化简为式C.7和C.8。对于在室温下裂纹起自不同半径的圆孔的情况, 式C.8给出的 ΔS_{th} 的解

示于图7。对最大的圆孔, 对应于断裂的门槛应力是在裂纹启裂时, 一旦裂纹启裂, 它就不断扩展, 直至最后断裂。这个启裂水平等于 $\Delta\sigma_e/K_t$, 其中, $\Delta\sigma_e$ 和 K_t 分别为疲劳极限和应力集中系数。然而, 如果缺口尺寸减小, 则门槛应力-裂纹长度曲线的峰值移向, 如图17所示。这个峰值是缺口部件发生破坏所需要的最小应力水平。

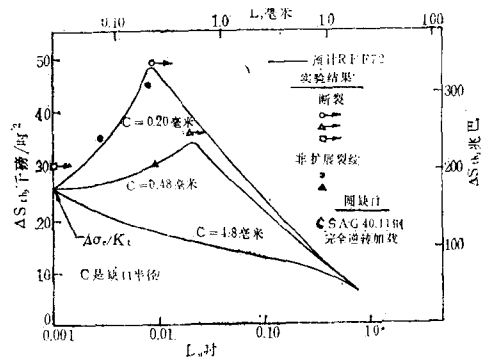


图17 圆缺口门槛附近的短裂纹行为[72]

当应力水平低于该值, 但高于产生裂纹时的 $\Delta\sigma_e/K_t$ 时, 则裂纹形成, 但不扩展。因此, 对于缺口几何形状已知情况, 随着缺口尺寸的减小, 会使断裂所需要的应力水平提高。随着材料延性增加, 这一效应越加显著。图17给出了CSA G40.11钢, 在室温下非扩展裂纹和对应断裂应力水平的试验结果, 它们很接近C.8式所预计的曲线。文献[72]还精确地预测了同样缺口尺寸, 但不同几何形状的非扩展裂纹长度和对应于断裂的应力水平。

在高温下, 在缺口处由于承受热压应力[86]或者由于持续时间效应的结果[2], 也出现了非扩展裂纹。在承受热应力的情况下, 在700℃时, 在这些缺口处观察到较早启裂, 并迅速穿过缺口周围的拉伸屈服区, 当裂纹离开这个区域时, 扩展变慢, 直到裂纹顶端应力强度因子的局部值低于材料的门槛值, 裂纹最终停止扩展。为了解释持续时间的效应, 图9示出持续时间为1分钟时, 对Udimet 700在850℃时, 裂纹扩展速率的影

响。对一个初始 ΔK 为 $40\text{MPam}^{1/2}$ 的情况,紧凑拉伸试样的裂纹扩展速率首先随着 ΔK 的增加而降低,然后,随着 ΔK 达到蠕变裂纹扩展的门槛 ΔK 而增加。对于较高的初始 ΔK 值,裂纹扩展速率随着 ΔK 和持续时间而连续增加。

另一方面,对于接近 $20\text{MPam}^{1/2}$ 的更低的 ΔK 值,采用持续时间为1分钟的裂纹扩展速率逐渐下降,直至完全停止扩展,生成一个非扩展裂纹。Sadananda和Shahinian指出[2],只要当循环相关和时间相关过程的门槛值之间较大的差异,以及外加应力强度低于时间相关过程的门槛值时,就会在裂纹扩展中发生这种类型的蠕变疲劳交互作用。在 760°C 的低合金钢[5, 35, 50]和718合金[33]中,以及直接凝固的碳共晶体[22]中,在低 ΔK 值时,也观察到这种有利的持续时间的效应。随着持续时间的增加,温度的增加以及材料流变应力的降低,这种效应变得越明显。

最近几年来已认识到在设计中门槛概念的用途。在很多应用中,对于许多连续安全运行的部件,都可成功地用 ΔK_{th} 导出疲劳设计应变幅度的极限[72, 88]。然而,大多数这种应用,都针对低温下工作的部件,因此对高温部件,特别是对小裂纹,还需要作进一步研究。通常, ΔK_{th} 的测定,是用带有较长裂纹的断裂力学试样进行的。然而,在实际中人们必须分析非常小的裂纹以及这些小裂纹的门槛行为可能与大裂纹的情况不同。确实,有这样的证据,从小裂纹测得的 ΔK_{th} 值小于长裂纹的 ΔK_{th} 值[29—31, 72, 73]。特别在高温中应用,确定低的裂纹扩展速率的实际应用非常重要。为了确定在低的裂纹扩展速率下过程受速率支配,而在热疲劳情况下搞清蠕变和疲劳扩展对裂纹扩展速率的作用很重要。

小 结

- 1.评述了在低温和高温下,在循环、蠕

变和蠕变疲劳条件下,表征裂纹扩展中断裂力学概念的应用,讨论了各种参数在预计高温下裂纹扩展的适用性和局限性。

2.当裂纹扩展取决于循环时,弹性和弹塑性断裂力学对各类材料和不同几何形状都是适用的。

3.在蠕变温度下,在与时间相关的裂纹扩展情况下,在应用之前还有许多工作要做,要完全搞清各种参数的局限性。

4.在预计不同部件的使用寿命,和预计低温和高温下,接近门槛应力强度的裂纹性态中,断裂力学是很有用的工具。

5.强调了短疲劳裂纹扩展在实际中的重要性,并提出,这一领域值得进一步研究。

附录A

线弹性应力强度因子

$$\Delta K = T - \Delta S \sqrt{\pi l} \quad \text{A.1}$$

式中 ΔS ——外加名义应力范围,

l ——裂纹长度

F ——与几何有关的常数

应变强度因子 A.2

$$\Delta K_e = F \Delta e \sqrt{\pi l}$$

式中 Δe 为外加名义应变范围[10, 20]。

有效应变强度因子

$$\Delta K'_e = F[(\Delta e_e/2) + \Delta e_p] \sqrt{\pi l} \quad \text{A.3}$$

式中 Δe_e 和 Δe_p 分别是外加名义的弹性和塑性应变范围[18]。

G或J与 ΔK 间的关系

$$\begin{aligned} G = J &= \Delta K^2/E && \text{平面应力} \\ &= (1 - \mu^2/E) \Delta K^2 && \text{平面应变} \end{aligned} \quad \text{A.4}$$

式中 G 和 J 分别是弹性应变能释放率和 J 回路积分, E 是弹性模量, μ 是泊松比。

附录B

蠕变裂纹扩展速率表达式

$$da/dt = D(\Delta K)^b \quad \text{B.1}$$

$$da/dt = Z(\sigma_{n,i})^\alpha \quad \text{B.2}$$

式中 D , Z , α 和 β 是与材料和温度有关的系数, $\sigma_{n,i}$ 是净断面应力。

第二阶段蠕变应变速率

$$\dot{\epsilon} = C\sigma^n \quad \text{B.3}$$

式中 C 是与温度有关的材料常数, n 是应力敏感系数, 以及 $\dot{\epsilon}$ 是应变速率。

C*参数的计算

符号见图6[59—62]。

$$C^* = [P/B(n+1)](d\dot{\delta}/da) \quad \text{B.4}$$

式中 $\dot{\delta}$ 是位移速率。对任何弯曲位移为主的情况, 可以预期 $\dot{\delta}$ 可写成

$$\dot{\delta} = 1/B[f(a) \cdot g(p)] \quad \text{B.5}$$

进而, 假定 $f(a)$ 是简单的幂指数[62], $f(a) = a^m$, 因此式B.4变成

$$C^* = [mp\dot{\delta}/aB(n+1)] \quad \text{B.6}$$

式B.6提供了一个根据试验数据计算 C^* 的近似方法。这与图2a给出的对塑性情况计算 J 的 Rice 近似方法相类似。图7示出了裂纹数据与式B.6的比较。

附录C

弹塑性断裂力学解

光滑试样

$$\Delta K_e = FE\Delta\epsilon\sqrt{\pi(l+l_0)} \quad (\text{弹塑性}) \quad \text{C.1}$$

式中 $\Delta\epsilon$ 和 E 分别为外加应变范围和弹性模量[29—31]。对给定的材料和状态 l_0 是一个常数。对于应力范围 ΔS 的弹性应力水平, 式C.1变为

$$\Delta K = F\Delta S\sqrt{\pi(l+l_0)} \quad (\text{弹性}) \quad \text{C.2}$$

由于非常短的裂纹的门槛应力接近材料的疲劳极限 $\Delta\sigma_e$ [29, 31, 73], 所以 l_0 可由式C.2得到, 如

$$l_0 = (\Delta K_{th}/\Delta\sigma_e)^2(1/\pi) \quad \text{C.3}$$

式中在短裂纹时, F 近似等于1。

缺口和焊接构件

$$\Delta K = E\Delta\epsilon\sqrt{\pi(l+l_0)} \quad (\text{弹塑性}) \quad \text{C.4}$$

式中, $\Delta\epsilon$ 是裂纹顶端附近的局部应变范围, 它可用有限元塑性解或近似解得到[30]。当外

加应力水平足够低, 以致局部应变保持为弹性时, 则 ΔK 可用下式表示

$$\Delta K = (k' M_s M_t / \phi_0) \Delta S \sqrt{\pi(l+l_0)} \quad (\text{弹性}) \quad \text{C.5}$$

式中裂纹长度 l 是从缺口根部或焊趾处量起的。弹性应力集中系数 k' 计及了焊接或缺口几何形状的作用, 它是裂纹长度的函数[89], M_s 是表面修正因子, M_t 是有限板厚度修正系数。 ϕ_0 是完全椭圆积分[90]。

疲劳裂纹扩展模型

下面介绍的疲劳裂纹扩展模型计及了门槛应力强度因子 ΔK_{th} , 以及断裂的临界应力强度因子, 如下式所示

$$dl/dN = A(\Delta K - \Delta K_{th})^M [(K_c/K_c - K_{max})] \quad \text{C.6}$$

式中 A 和 M 是材料常数, K_c 是断裂韧性, 它是由断裂前 $dl/dN - \Delta K$ 曲线陡然上升所对应的 ΔK 值得到的。式C.6, 结合上边给定的 ΔK 和 ΔK_e , 用来预计扩展寿命, 通过对上式一个循环接一个循环的数值积分, 得到裂纹扩展的增量, 从而获得裂纹长度。

缺口构件的门槛应力

把 ΔK_{th} 值代入式C.4和C.5, 可以得到门槛应力 ΔS_{th} 。两个公式可预期得到相同的门槛应力, 因为, 即使裂纹开始扩展穿过了塑性应变区, 而在门槛应力强度附近材料的响应是弹性的。因此, 当裂纹应力强度达到门槛值时, 式C.4和C.5是等价的。重写式C.5可得

$$\begin{aligned} \Delta K_{th} &= (k' M_s M_t / \phi_0) \Delta S_{th} \sqrt{\pi(l+l_0)} \\ &= k'_{eq} \Delta S_{th} \sqrt{\pi(l+l_0)} \end{aligned} \quad \text{C.7}$$

$$\text{或 } \Delta S_{th} = \Delta K_{th} / k'_{eq} \sqrt{\pi(l+l_0)} \quad \text{C.8}$$

参 考 文 献

1. Paris P. C. 等, J. of Basic Engin., Series D of the Trans. of ASME, 1963, Vol.85, PP.528—534
2. Sadananda K. 等, Symposium on Naval Structural Mech., Proc., 1978, Vol.10, PP.683—703
3. McEvily A. J. 等, in Intern. Conf

- on Creep and Fatigue in elevated Temperature Appl., Vol. 13, Institution of Mech. Engin., Philadelphia, 1973, pp.203.1—203.7
4. Wei R. P., Intern. J. of Fracture Mech., 1968, Vol.4, №2, pp.159—170
 5. Haigh J. R., Engin. Fracture Mech., 1975, Vol. 7, №2, pp.271—284
 6. James L. A., J. of Engin. Materials and Technology, Trans. of the ASME, 1974, Vol.96, pp.249—254
 7. Mervick H. F.等, Metallurgical Trans. Annual, 1978, Vol. 9A, pp. 231—236
 8. Neate G. J., Engin. Fracture Mech., 1977, Vol.9, №2, pp.297—306
 9. Haigh J. R., Materials Sci. and Engin., 1975, Vol.20, pp. 235—295
 10. Rau C. A.等, in Fatigue of Elevated Temperature, STP 520, A. E. Carden, Eds., American Soc. for Testing and Materials, Philadelphia, pp.166—178
 11. Blades N. A. J. 等, Materials Sci. and Engin., 1976, Vol.26, pp.195—207
 12. McHenry H. I. 等, in Fatigue at Elevated Temperature STP 520, A. E. Carden, Eds., American Soc. for Testing and Materials, Philadelphia, 1973, pp.345—354
 13. Harrison C. B. 等, Engin. Fracture Mech., 1971, Vol.3, №4, pp.403—420
 14. Jeglic F. 等, in Fatigue at Elevated Temperature STP520, A. E Carden Eds, American Soc. for Testing and Materials, Philadelphia, 1973, pp.139—148
 15. Haigh J. R., Engin. Fracture Mech., 1975, Vol.7, №2, pp.271—284
 16. Ellison E. G.等, in Intern. Conf. on Creep and Fatigue at Elevated Temperature Appl., Vol.13, Institution of Mech. Engin., Philadelphia, 1973, pp.173.1—173.12
 17. Shahinian P., J. of Pressure Vessel Technology, Trans. of the ASME, 1976, Vol.98, pp.166—172
 18. Haigh J. R. 等, Report RD-LIN-90/77, General Electricity Research Laboratories, 1977
 19. Keterazawa R.等, J. of Engin. Materials and Technology, Trans. of the ASME, 1976, Vol.98, pp.296—304
 20. Gemme A. E. 等, Engin. Fracture Mech., 1977, Vol. 9, №1, pp. 25—36
 21. Gell M.等, in Achievement of High Fatigue Resistance in Metals and Alloys, STP467, American Soc. for Testing and Materials, Philadelphia, 1970, pp.113—153
 22. Scarlin R. B., Metallurgical Trans. Annual, 1977, Vol. 8A, pp.1941—1948
 23. Ohmura T.等, Engin. Fracture Mech., 1973, Vol.5, №4, pp.909—922
 24. Sadananda K.等, J. of Engin. Materials and Technology, Trans. of the ASME, 1978, Vol.100, №4, pp. 381—397
 25. Dowling N. E. 等, in Mech. of Crack Growth, STP590, American Soc. for Testing and Materials, Philadelphia, 1976, pp.82—103
 26. Dowling N. E., in Cracks and Fracture, STP601, American Soc. for Testing and Materials, Philadelphia, 1976, pp.19—32
 27. Dowling N. E., in Cyclic Stress-Strain and Plastic Deformation Aspects of Fatigue Crack Growth, STP637, American Soc. for Testing and Materials, Philadelphia, 1977, pp.97—121
 28. Solomon H. D., J. of Materials, 1972, Vol.7, №3, pp.299—306
 29. El Haddad M. H. 等, J. of Engin. Materials and Technology, Trans. of the ASME, 1979, Vol.101, pp. 42—46
 30. El Haddad M.H.等, in Fracture Mech., STP677, American Soc. for Testing and Materials, Philadelphia, 1979, pp.274—289
 31. El Haddad M. H.等, Intern. J. of Fracture, 1980, Vol.16, №1, pp.15—30
 32. Rice J. R., J. of Appl. Mech., Series E of the Trans. of the ASME, 1968, Vol. 90, pp.379—386
 33. Sadananda K. 等, Engin. Fracture Mech., 1978, Vol.11, pp.73—86
 34. Sadananda K. 等, "Elastic Plastic Fracture Mech. for High Temperat-

- ure Fatigue Crack Growth," presented at the 12th National Symposium on Fracture Mech., St. Louis, May 1979
35. Ellison E. G. 等, J. of Strain Analysis, 1978, Vol.13, №1, pp.35—51
 36. Shahinian P., Welding J. Research Supplement, 1978, Vol.57, pp. 89—S—92—s
 37. James L. A., J. of Nuclear Materials, 1977, Vol.67, pp.283—288
 38. Yuen A. 等, Metallurgical Trans. Annual, 1976, Vol.7A, pp. 1535—1541
 39. Michel D. J. 等, in Symposium on Creep Fatigue Interaction, Philadelphia, 1973, pp.391—416
 40. Kaufman J. G. 等, in Mech. of Crack Growth, STP590, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1976, pp.149—168
 41. Gooch D. J., Materials Sci. and Engin., 1977, Vol.29, pp.227—240
 42. Koterazawa R. 等, J. of the Engin. Materials and Technology, Trans. of the ASME, 1976, Vol.98, pp.296—304
 43. Floreen S. 等, Metallurgical Trans. Annual, 1976, Vol.7A, pp. 1157—1160
 44. Van Leeuwen H. P., Engin. Fracture Mech., 1979, Vol.9, №4, pp. 951—974
 45. Neate G. J. 等, in Intern. Conf. on Creep and Fracture in Elevated Temperature Appl., Vol.13, Institution of Mech. Engin., Philadelphia, 1973
 46. Harrioson C. B. 等, Engin. Fracture Mech., 1971, Vol.3, №4, pp.403—420
 47. Nicholson R. D. 等, Intern. J. of Fracture, 1975, Vol.11, №4, pp.595—604
 48. Nicholson R. D., Material Sci. and Engin., 1976, Vol.22, pp.1—20
 49. Floreen S., Metallurgical Trans. Annual, 1975, Vol.6A, pp.1741—1749
 50. Sivers M. J. 等, Intern. J. of Fracture, 1973, Vol.9, №2, pp.199—207
 51. Nicholson R. D. 等, Intern. J. of Fracture, 1975, Vol.11, №4, pp. 595—604
 52. Sadananda K. 等, Metallurgical Trans. Annual, 1977, Vol.8A, pp.439—449
 53. Sadananda K. 等, Metallurgical Trans. Annual, 1978, Vol.9A, pp.79—84
 54. James L. A. 等, Intern. J. of Fracture Mech., 1972, Vol.8, №3, pp. 347—349
 55. Haigh J. R., Welding J. Research Supplement, 1977, Vol.56, pp.1495—1535
 56. Freeman B. L. 等, Report SSD/MI-D/R18178, Gentel Electricity Generating Board, 1978
 57. Williams J. A., Report R/M/N993, Central Electricity Generating Board, 1978
 58. Landes J. D. 等, in Mech. of Crack Growth STP590, American Soc. for Testing and Materials, Philadelphia, 1976, pp.128—148
 59. Turner C. E. 等, Intern. J. of Fracture, 1974, Vol.10, №3, pp.455—458
 60. Keyon J. L. 等, in Intern. Conf. on Creep and Fatigue in Elevated Temperature Appl., Vol.13, Institution of Mech. Engin., Philadelphia, 1973
 61. Nikbin K. N. 等, in Cracks and Fracture, STP. 601, American Soc. for Testing and Materials, Philadelphia, 1976, PP. 47—62
 62. Nikbin K. M. 等, in 4th Intern. Conf. on Fracture, University of Waterloo, Ontario, Canada, 1977, pp.627—634
 63. Harper M. P. 等, J. of Strain Analysis, 1977, Vol.12, №3, pp.127—179
 64. Saxena A., "Evaluation of C* for the Characterization of Creep Crack Behavior in 304 Stainless Steel", presented at 12th National Symposium in Fracture Mech., St. Louis, 1979
 65. Taira S. 等, J. of Engin. Materials and Technology, Trans. of the ASME, 1979, Vol. 101, №4