

目 录

工程材料的疲劳与断裂机制	颜鸣皋 赵 伟(1)
钢中贝氏体组织的学术争鸣.....	徐启昆(23)
铁基马氏体的形成及形态转化.....	贡海(54)
生物材料学	曹征旺 王小祥(112)
模具材料的发展与演变	蒋 敏 郝士明(119)
吸氢材料	陈长聘 王启东(160)
后记	(216)

工程材料的疲劳与断裂机制

颜鸣皋 赵伟

北京航空材料研究所

1 前言

在循环载荷下,材料或结构经历着局部性的损伤积累过程,一旦达到足够的应力或应变循环后,材料产生裂纹,并随着循环次数的递增,出现裂纹的稳定扩展,最后达到失稳扩展或断裂。疲劳与断裂是研究在交变载荷下材料与结构中裂纹的萌生、扩展与断裂的力学行为,微观机理及其工程应用,包括研究带裂纹的材料与结构的剩余强度、寿命估算和延寿措施等。因此,疲劳与断裂的研究对于提高产品性能、改进加工工艺、保证零件质量及延长使用寿命等具有重要的理论和实际意义。

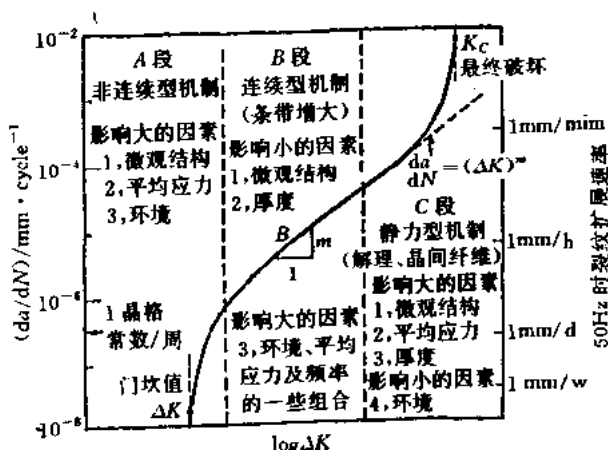


图 1 $da/dN-\Delta K$ 曲线及其微观机制示意图

疲劳裂纹的扩展一般可分为三个阶段,见图1。在极低的扩展速率下, $da/dN < 10^{-6} \text{ mm/次}$ 时,为非连续区,呈现一种结晶学形态的断口,(A段);当 $da/dN > 10^{-5} \text{ mm/次}$ 时,为连续扩展区(B段),断口形态以疲劳条纹为主;当 $da/dN > 10^{-3} \text{ mm/次}$ 时,进入失稳扩展区(C段),断口形态以“韧窝”(dimple)、晶间断裂或纤维状为主。整个扩展过程可以近似地以“S”形曲线来描述。

在实际构件与材料

中,由于显微组织、固有缺陷的差异,加上载荷形式、环境状态等外界因素的不同,裂纹扩展的机制及其断口形式是多样的。图2是简单拉伸载荷下疲劳裂纹的路径及主应力状态的示意图^[1]。

2 疲劳裂纹扩展的物理模型

根据疲劳断口表面与应力轴的相对位向,裂纹扩展可分为切应变型(第一阶段扩展)和正应变型(第二阶段扩展)。在本世纪60年代内,有关疲劳裂纹扩展的物理模型得到了

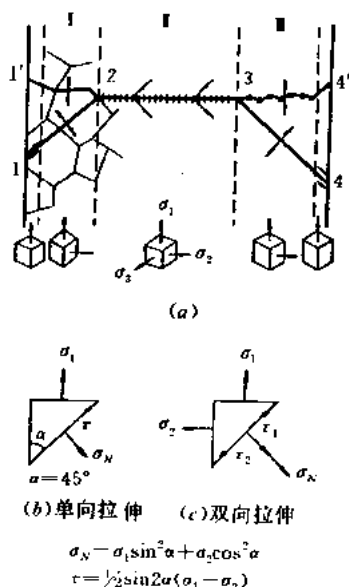


图2 裂纹路径及主应力状态的示意图^[1]

迅速的发展,所提出的裂纹扩展模型基本上可分为三类,即滑移型、钝化型和再生核型,见表 1。

表 1 疲劳裂纹扩展的物理模型

	切应变速型(第一阶段)	正应变速型(第二阶段)
滑移型	持续滑移 (Gell 与 Leverant 1968)	双滑移 (Schijve 1964)
钝化型	范性钝化 (Liard 1967)	范性钝化 (Liard 与 Smith 1962)
再生核型	再生核 (Grosskreutz 1962)	脆性-范性交替 (Forsyth 等)

图 3 示出了几种疲劳裂纹扩展的典型物理模型的示例。表中所列的其它模型的示意图见参考文献[1]。

以上这些模型基本上是以对称断口表示之。但是根据航空材料研究所近 20 年以来对 Al、Mg、Cu、Ti、Fe、Ni、钢等大量的构件和试样的深入观察和分析,特别是采用了配对断口的扫描电镜观察,发现每对疲劳断口是非对称的,而是以交替滑移面开裂机制为主,沿着“Z”形断裂途径延伸^[2]。

近年来,为了预测工程零部件在使用条件下的疲劳寿命,裂纹闭合现象引起人们的重视。裂纹闭合现象是指疲劳裂纹在外加拉应力作用下,裂纹张开位移仍为零的状态。通常情况下,一般认为裂纹闭合的机制有三种:即塑性诱发(plasticity-induced)、氧化物诱发(Oxide-induced)和粗糙度诱发(Roughness-induced)的闭合,见图 4^[3]。疲劳裂纹尾部残留的塑性变形材料导致裂纹过早的闭合,即被定义为塑性诱发的闭合(图 4(a))。当裂纹表面发生严重氧化,积留着氧化物碎屑时,即被定义为氧化物诱发闭合(图 4(b))。裂纹表面腐蚀产物的形成及导致的闭合也可归于此类。由于裂纹表面的粗糙度及局部 II 型位移导致的闭合称为粗糙度诱发闭合

(图 4(c))^[4]。现有的闭合模型可以给出裂纹闭合行为的物理图象及定性地解释许多复杂的裂纹扩展行为,在测量方法及工程应用方面还有待进一步深入研究。

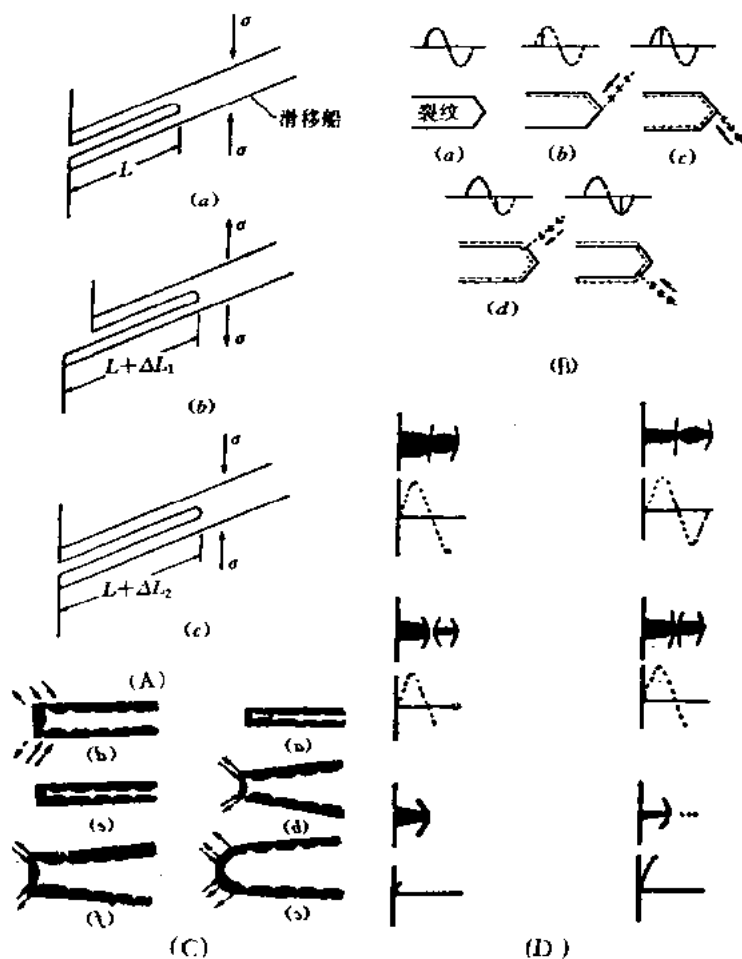


图 3 疲劳裂纹扩展的典型物理模型的示意图^[1]

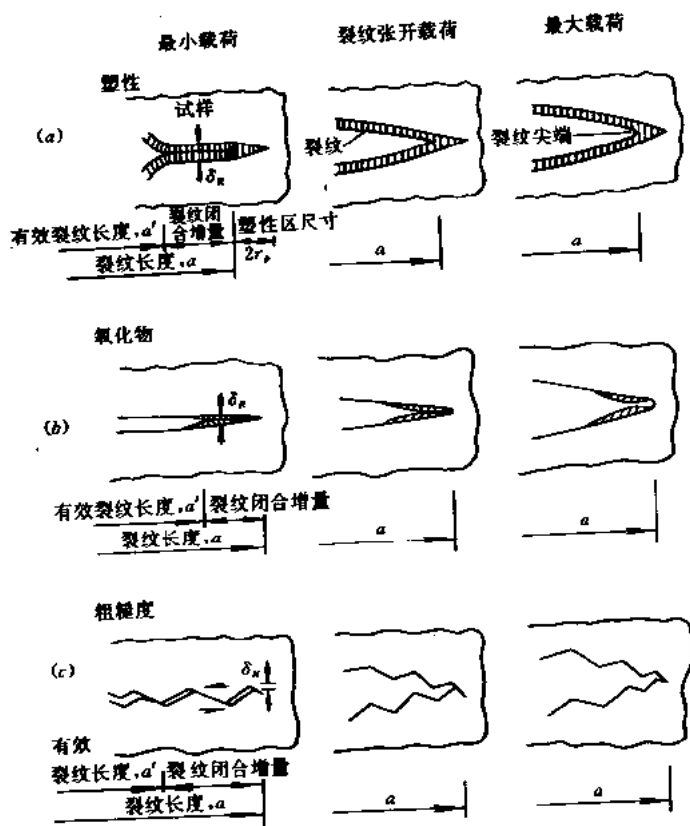


图 4 裂纹闭合的三种形式^[4]

3 疲劳裂纹扩展的力学行为与特征

60年代以来,人们对工程材料中疲劳裂纹扩展的第Ⅱ阶

段进行了大量的研究并有了一些较深入的了解。而第Ⅲ阶段裂纹扩展迅速,在实际构件的寿命中所占比重很小。因此,具有较大的组织结构、应力状态和环境介质敏感性的裂纹初期扩展的第Ⅰ阶段愈来愈受到人们的重视。

3.1 疲劳极限与疲劳门槛值 (Endurance Limit and Fatigue Threshold)^[2]

图 5 示出了缺口试件中的应力/应变场和疲劳裂纹萌生与扩展区的示意图。由图 5 (a) 可以看出,裂纹起始和初期扩展受缺口塑性应力应变场控制。在缺口塑性区之外,裂纹的扩展受裂纹尖端场控制,取决于 ΔK 。对于钝缺口,裂纹起始需要较高的远方应力,而高的

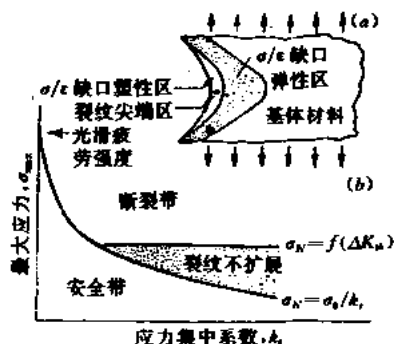


图 5 (a)缺口试件中应力/应变场简图
(b)光滑、缺口疲劳极限与门槛值
应力的相互关系示意图^[2]

远方应力使裂纹一旦起始,其 ΔK 将超过门槛值 ΔK_{th} ,使裂纹一直扩展下去;对于锐缺口,裂纹在较低的远方应力下即可起始。当裂纹进入缺口弹性区后可能会出现 ΔK 小于 ΔK_{th} 的情况,使裂纹停止扩展。此时以 σ_0 / K_t 表示的传统的缺口疲劳强度是保守的,见图 5(b)。Lukas 曾导出缺口与光滑试件疲劳极限 σ_{cn} 与 σ_c 的关系:

$$\sigma_{cn} = \frac{\sigma_c}{K_t} \left[1 + \frac{1.14}{\rho} \left(\frac{K_{ath}}{\sigma_c} \right) \right]^{1/2} \quad (1)$$

式中 K_t 为应力集中系数; K_{th} 为基本门槛值, 等于 $\frac{1}{2} K_{th}$; ρ 为缺口半径。

疲劳极限与疲劳门槛值分别反映了交变载荷下材料对裂纹萌生和裂纹扩展的抗力。因为裂纹的萌生与扩展的机制不同, 对于现有的工程金属材料, 在使疲劳极限提高的同时往往降低了疲劳门槛值, 反之亦然。

3.2 小疲劳裂纹的扩展行为

小裂纹问题的提出是由于在与长裂纹相同的名义驱动力下, 小裂纹扩展较快; 在长裂纹的门槛值之下, 小裂纹仍以较高的速率扩展, 见图 6。通常情况下小裂纹现象主要出现在下述三种情况: ① 裂纹长度与材料的特征微观尺寸相比不够大; ② 裂纹长度与裂尖前方的塑性区尺寸相比不够大; ③ 裂纹长度小于某一值。其中①是由于连续介质力学的局限性, ②

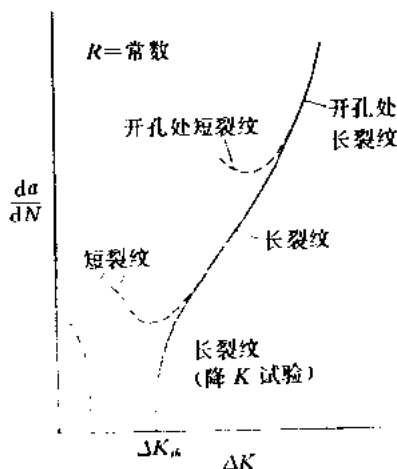


图 6 典型的小裂纹与长裂纹扩展行为的示意图

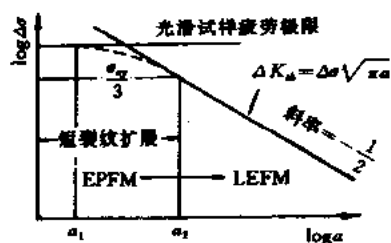


图 7 长、短裂纹的分界线示意图

是由于线弹性断裂力学的局限性, (3) 主要是由于裂纹闭合效应随裂纹长度变化尚未达到稳定引起的。图 7 示出了长、短裂纹的分界及行为。第①种情况的小裂纹对材料的显微组织十分敏感, 在晶界或夹杂物处会出现减速或停止扩展。对于一般结构材料, 这类小裂纹的上限尺寸约为十倍的特征显微尺寸, 如晶粒尺寸, 弥散分布的第二相和夹杂物等。实际上, 引起小裂纹行为的各种因素常常是混杂在一起的。

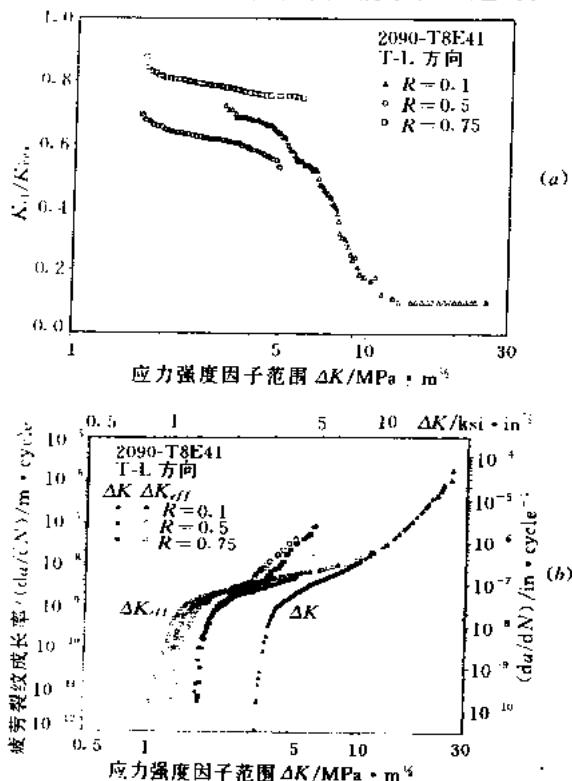


图 8 (a) 裂纹闭合应力强度因子随 ΔK 的变化
(b) 裂纹扩展速率与 ΔK_{eff} 的关系。材料为 2090T8E41 铝锂合金^[6]

3.3 裂纹闭合行为

Elber 根据实验观察到的裂纹闭合现象提出了有效应力强度因子变程的概念, 定义为

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - K_{\text{op}} \quad (2)$$

K_{op} 为裂纹完全张开时对应的力强度因子。即裂纹扩展的有效驱动力为 ΔK_{eff} 。裂纹闭合的三种主要机制如前面图 4 所示。任何影响这些机制的力学、环境及材料的组织和性能因素都会影响裂纹的闭合效应, 在门槛值附近尤其显著。图 8(a)表示了 2090T8E41 铝锂合金的裂纹闭合应力强度因子 K_{cl} 与 ΔK 的关系。 K_{cl} 的最高点发生在门槛值处。图 8(b)是相应的裂纹扩展速率与 ΔK 和 ΔK_{eff} 的关系, 可见 ΔK_{eff} 能在很大程度上解释应力比 R 对 da/dN 的影响^[6]。

3.4 变幅载荷下的裂纹扩展

在飞行器和机件的运行中, 由于起动、行车、巡航和外加载荷的变化, 特别是超载或低载循环的出现, 零部件的实际寿命和等幅加载或线性累积计算的结果有较大偏离。其中超载大小、次数和顺序等对零部件寿命有显著的影响。

①超载下的延缓效应 (Retardation effect)^[3]

图 9 示出了 LY12 铝合金在几种典型的超载情况下的

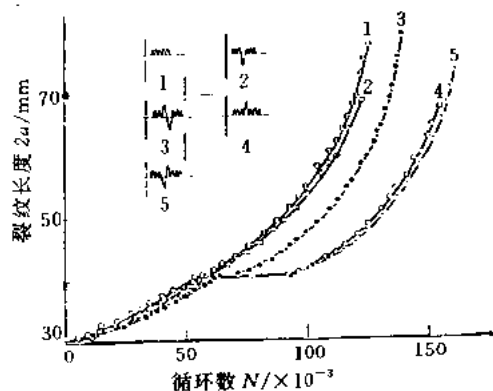


图 9 不同形式的超载对裂纹扩展及寿命的影响^[4]

$a-N$ 曲线。可以看出单个超载和压-拉超载对疲劳裂纹扩展具有最大的延缓效应;而拉-压超载较前二者的延缓效应为小;单个压缩超载对裂纹扩展速率影响不大。微观分析表明,超载延缓效应是和裂尖超载塑性区尺寸、应变量大以及裂纹张开位移有关,超载后产生裂纹扩展延缓效应主要因素有三个:

- 裂尖前方超载塑性区内的残余压应力阻止裂纹的延伸;
- 裂尖后方的闭合效应阻止裂纹张开;
- 裂尖前方超载塑性区内晶体缺陷密度的增加进一步阻止裂纹的延伸。

在单个拉伸超载下裂纹扩展延缓效应造成的因素及其机理示意图见图 10^[3]。

最近 McEvily 等^[3]对 100% 超载下的铝合金延缓效应作了定量分析,他们发现延缓周次 N_d 与超载塑性区尺寸和试样厚度的比值呈 U 形变化关系,见图 11。他们导出的延缓周次的关系式为

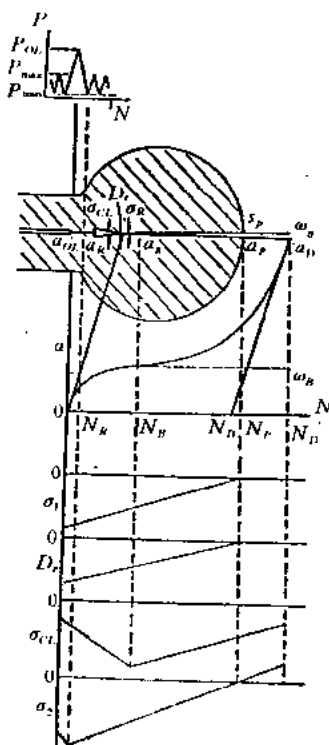


图 10 在拉伸过载下裂纹扩展延缓效应机制的示意图^[3]

$$N_d = \frac{K_{dL}^2}{\pi \sigma_y A} \left[\frac{1}{(\Delta K - E.C - K_{th})^2} + \frac{1}{(\Delta K - \Delta K_{th})^2} \right] \quad (3)$$

式中 E.C. 为“过度闭合(Excess Closure)”, 可用下式表示之:

$$E.C. = 0.6 K_{OL} \left\{ 1 - \exp \left[- \left(\frac{K_{dL}^2}{2\pi \sigma_y^2 B} \right)^{1.2} \right] \right\} \quad (4)$$

② 变幅载荷下裂纹扩展特征

在变幅加载下的

裂纹扩展速率和恒幅加载下的扩展速率不同。除上述超载延缓效应外, 扩展还会出现停滞或加速。变幅加载下裂纹扩展取决于加载历史。一般认为变幅加载引起的载荷交互作用主要表现为裂纹闭合程度的变化。此外裂尖的钝化、裂尖前方材料的

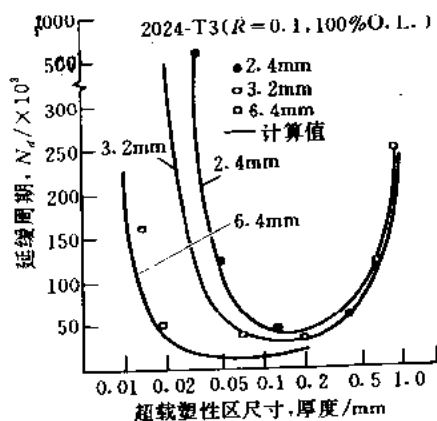


图 11 延缓周次随超载塑性区尺寸与试样厚度比值的变化^[3]

加工硬化、裂尖前方的残余应力及裂纹扩展方向的改变都会使裂纹扩展减速。压缩超载产生的裂纹扩展的加速或延缓效应的降低主要是由于压缩超载减少了裂纹闭合效应。在门槛值状态下施加一个大的压缩超载会使裂纹重新开始扩展。

图 12 示出应用裂纹闭合效应来说明变幅加载中裂纹扩展的特性^[3]。在恒幅加载中穿插入单峰超载, 可观察到明显的裂纹扩展速率的延缓, 见图 12(a); 当最大载荷幅值减小后

裂纹扩展速率的延缓(图 12(c)); 当最大载荷增大后裂纹扩展的加速(图 12(b)); 在随机加载中 K_{op} 在整个加载历程中都在变化, 从而可以观察到裂纹扩展速率的瞬时延缓与加速(图 12(d)).

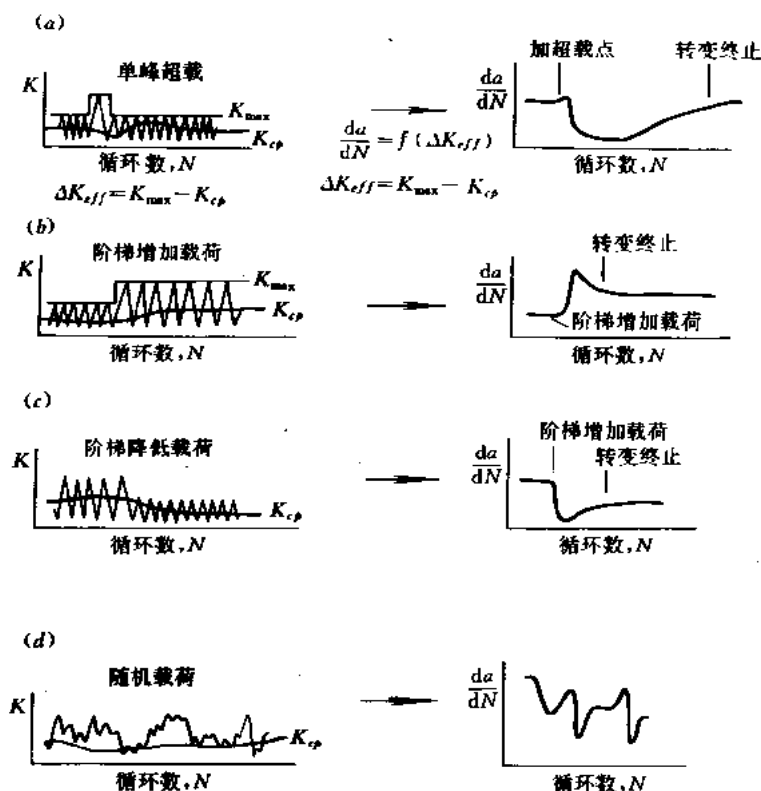


图 12 应用裂纹闭合说明变幅加载中裂纹扩展特性^[1]

可以认为裂纹闭合是变幅加下载荷交互作用的主要因素。假若服役载荷历程下裂纹闭合效应 K_{op} 可由实验或理论分析来确定, 则恒幅下的 $\frac{da}{dN} - \Delta K_{eff}$ 数据可以用于预测变幅下的疲劳寿命。

4 新型材料的疲劳与断裂

由于现代和高技术发展的需要,大量种类繁多的新型材料不断出现并得到工程应用。当前应用较为广泛的有复合材料、粉末合金及陶瓷材料等。以下针对上述材料的疲劳断裂行为的典型示例阐述如下。

4.1 纤维强化复合材料

复合材料的疲劳与断裂是固体力学的一个重要分支,它研究由两种或多种不同性能的材料在宏观尺度上组成多项固体材料,因此具有非均匀性和各向异性的重要特点。加上材料几何(形状、分布及含量)、铺层几何(单层厚度、铺层方向和顺序等)以及一些特殊的力学问题(层间应力、边界效应、脱胶等)使复合材料疲劳与断裂的研究较常规材料更为复杂。研究工作一般分为三个层次:

①微观力学研究:通过对分子、晶体和结合键的微观分析,研究基体与纤维的力学特性及其结合问题。

②细观力学研究:通过分别研究纤维与基体的力学行为未分析单层材料的力学特性及其相互的配合问题。

③宏观力学研究:根据单层材料的力学行为研究多层材料与结构的力学特性、设计准则与计算方法。

纤维强化复合材料的失效机制有四种:基体开裂、分层、纤维断裂和界面脱胶。这些失效机制的组合产生了疲劳损伤,从而造成强度和刚度的降低,这些损伤的类型和程度取决于材料性能、铺层排列和顺序以及加载方式等。

图 13 为复合材料层压板疲劳损伤扩展过程的示意图。损伤过程分为两个明显阶段:第一阶段是均匀开裂,裂纹仅限于单层内。第二阶段是裂纹相互作用加剧损伤的局部化。

图中 CDS 为特征损伤状态(Characteristic Damage State), 表征着由第一阶段向第二阶段转变, 处于无裂纹相互作用的裂纹饱和状态。图 14 示出两种层压板疲劳寿命的实例。图 14(a) 为玻璃-环氧层压板的数据, 图 14(b) 为石墨-环氧层压板的数据。图中最上边

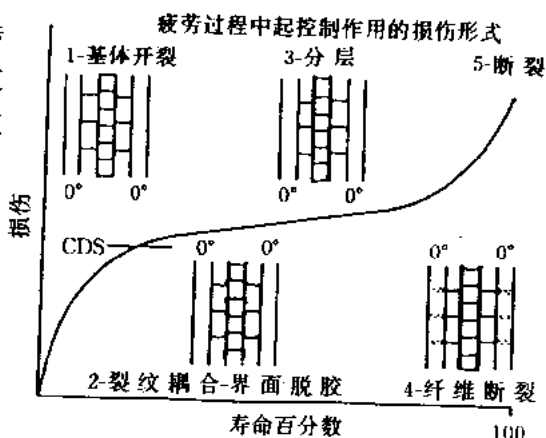


图 13 复合材料层压板疲劳损伤扩展示意图

是纤维断裂损伤分散带, 接下末是代表基体开裂、界面破坏和分层损伤疲劳寿命的分散带。疲劳寿命下限是 90° 脱胶而引起分层时所对应的最小应变。图中可以看出两者的疲劳极限均为 0.46%。

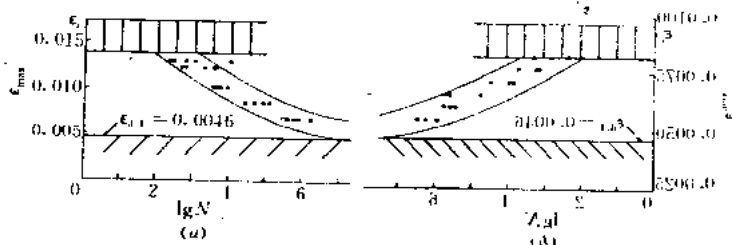


图 14 层压板疲劳寿命图, (a) 玻璃-环氧 (0, ± 45 , 90),

(b) 石墨-环氧 (0, 45, 90, -45, 90, 45, 0),^[5]

图 15 示出了 B-Al 金属基复合材料在疲劳载荷下分为

三个损伤区^[5]。当载荷较低时,不出现明显的疲劳损伤;在失效应力以上为损伤积累区,在一定加载循环数之后造成弹性模量的降低; $S-N$ 曲线上方为断裂区,即由疲劳损伤区(基体开裂)过渡到断裂区(0° 纤维断裂)。

近年来,以 Al_2O_3 、B 纤维强化 Mg 与 Ti 基复合材料也得到了迅速的发展。

该类复合材料疲劳断裂的微观机制包括:(a)在裂尖前方由于纤维断裂或界面分离形成微裂纹;(b)主裂纹尖端与纤维和微裂纹的交互作用;(c)主裂纹与微裂纹的连接;(d)纤维造成裂纹的弯折。

实验结果表明,高强度和高刚度的纤维,适当弱的基体/纤维界面是抗裂纹扩展最理想的复合材料。

4.2 颗粒强化复合材料

颗粒强化复合材料是近期发展出的一种新型结构材料。虽然采用非连续质点增强的复合材料的强度与刚度比连续纤维增强的材料略低,但由于加工出的产品各向同性较好,并可采用粉末冶金、铸造、锻压等一般加工技术制备,颗粒增强复合材料仍然得到人们的重视。其中以 SiC 质点增强铝合金的复合材料已取得了一些进展。如含有 20% SiC 质点增强的 2124 高强度铝合金。加入 SiC 质点对第 II 阶段裂纹扩展速率影响不显著,但提高了材料的疲劳门坎值。对上述材料的裂纹闭合效应也进行了观察,发现闭合应力强度因

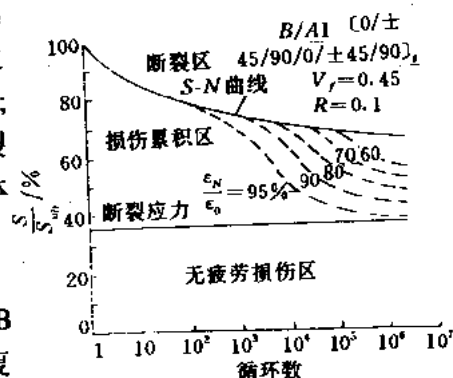


图 15 B/Al 材料的疲劳特性^[5]

$f K_{cl}$ 在所施加的 K_{max} 范围内基本上趋于稳定, K_{cl} 与 K_{max} 之间的关系及三种裂纹闭合机制的贡献见图 16^[5]。图 17 示出有关粗糙度诱发闭合(图 17(a),(b))和两种“裂纹尖端屏蔽机制(Crack tip shielding mechanism)”：裂纹桥接

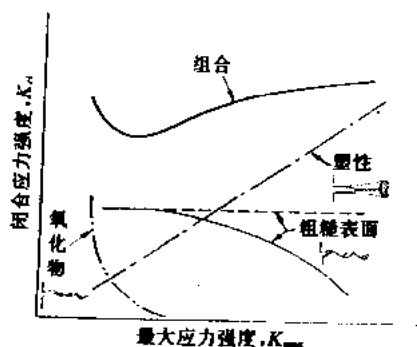


图 16 三种闭合机制对 K_{cl} 的贡献示意图^[5]

(17(c))和裂纹分叉(图 17(d))。显然,以上现象将有利于减缓裂纹扩展速率,提高材料的抗疲劳裂纹扩展性能^[5]。

目前颗粒增强的复合材料中,除 SiC/Al 外,尚有以 TiC 增强 Ti(Cerme Ti),以 SiC 增强 Ti-6Al-4V 板材,以 TiC 强化不锈钢、工具钢、铁基合金(Ferro-TiC),高温耐蚀和耐磨材料,以及用 W 或 Al_2O_3 质点增强铜基合金等电子材料。

4.3 Al-Li 合金

Al-Li 合金由于加入锂后使铝合金密度降低,刚度增加,近年来在飞机构件上已得到局部的应用。其中 Al-Li-Cu-Mg-Zr 为基的合金有特殊的重要性。Zr 的加入是为了阻止再结晶和推迟晶粒长大。联合加入 Mg 是为了形成 Al_2CuMg 相,能使滑移分散,而在 Al-Li 二元合金中则为平面滑移。