

金属疲劳裂纹扩展规律及其微观机制(上)

颜 鸣 皋

金属结构材料在循环载荷下产生疲劳断裂问题,远在十八世纪中叶发生火车车轴断裂事故以来,已受到人们广泛的重视,并进行了大量的试验研究工作。早期的试验结果表明,当结构或零件承受循环载荷的应力水平低于材料的疲劳极限时,该零件将不致破坏并具有“无限”的寿命。这一概念运用于工程设计上称为“无限寿命设计”。此后,为了更经济、合理地使用材料,提出了要求结构和零件在一定的使用期限内不产生宏观可检裂纹,即所谓“无裂纹寿命”或“安全寿命”,这种设计通称为“安全寿命设计”。

但是,近代宇航工业迅速发展,特别是四十年代以来,飞机、船舶、高压容器等发生了多次灾难性事故,迫使人们从微观强度理论和宏观弹-塑性力学等方面进行大量的研究和探索。三十余年来随着断裂力学和位错理论的发展与应用,使人们对材料和构件在疲劳过程中的力学行为、物理本质和化学过程有了进一步了解,并在断裂力学的基础上,提出了“损伤容限”等新的设计概念。这对提高产品性能,改进加工工艺,保证运行安全,延长使用寿命等方面起着重要的作用。

众所周知,一般机件的破坏90%以上是由疲劳断裂造成的,而构件的疲劳破坏通常是局部区域内疲劳裂纹的形成、扩展和断裂的过程。由于近年来大量地采用高强度结构材料,以及不断地提高承载应力水平和裂纹检测精度,疲劳裂纹的扩展阶段往往占据零件有效寿命的大部份。因此,研究材料的疲劳裂纹扩展规律及其微观机制,在理论上和实际上都具有重要的意义。

由于工程构件中疲劳裂纹扩展是一个复杂过程,它受到材料的组织结构、加载方式、载荷经历、尺寸因素、表面状态以及温度与介质环境等因素的影响而具有不同的表现行为。本文仅对金属结构材料在常温与恒幅疲劳载荷下裂纹扩展的一般规律及其微观机制作简要的评述。

一、疲劳裂纹扩展的微观机制

自从本世纪初Ewing等〔1〕对金属疲劳试样进行连续金相观察以来,人们对金属单晶体和多晶体的疲劳裂纹的形成与扩展进行了大量的试验分析工作〔2-10〕。特别是六十年代以后,由于电子金相断口术的发展和电子光学与计算机等先进技术的应用,使人们有可能窥察断口和裂纹尖端的微观形态及其精细结构,对金属在循环载荷下的裂纹扩展机制有了一定的认识。

1. 疲劳裂纹的扩展过程

Forsyth〔11,12〕在观察铝合金疲劳裂纹

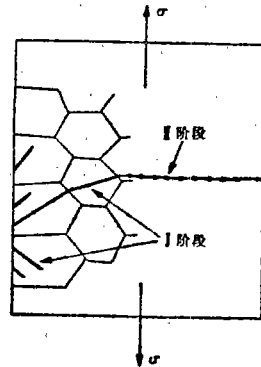


图 1 在轴向循环载荷下疲劳裂纹扩展第 I 阶段与第 II 阶段示意图〔13〕

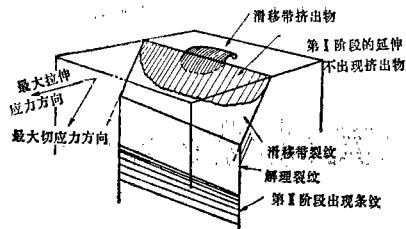


图 2 在拉-压载荷下试样表面晶粒的滑移与断裂形态示意图〔11〕

的扩展过程中指出, 疲劳裂纹的扩展可分为两个阶段: 第Ⅰ阶段中, 裂纹沿滑移带的主滑移面向内延伸, 一般与主应力轴成 45° 的方向。当滑移受到阻塞 (如晶界等) 时, 裂纹扩展进入第Ⅱ阶段, 即沿着与拉伸轴成垂直的方向继续扩展, 由于三轴拉应力的增加, 裂纹尖端产生范性变形, 从而在断口表面上产生明显的疲劳条纹。图 1 示出在轴向交变载荷下裂纹第Ⅰ阶段与第Ⅱ阶段扩展的示意图〔13〕。试样的表面晶粒在拉-压载荷下的滑移与断裂形态的示意图见图 2〔11〕。

裂纹扩展各阶段占总寿命的百分数随应力幅值、表面状态和材料种类的不同而异, 在高的应力幅值下, 如在 10^2 循环断裂时, 裂纹按第Ⅱ阶段消耗总寿命的百分数约为 50%; 而在低的应力幅值下, 对于无缺口试样, 则可能有 90% 以上的寿命消耗在第Ⅰ阶段的裂纹扩展上〔14〕。

从材料的裂纹扩展速率 da/dN 与应力强度因子幅值 ΔK 的关系曲线和相对应的断口形态来看, 对于一些铝、铜、钛、高温合金的薄板试样, 在 $da/dN-\Delta K$ 半对数曲线中曾出现一转折点, 该转折点一般位于 $10^{-3} \sim 10^{-4}$ 毫米/次

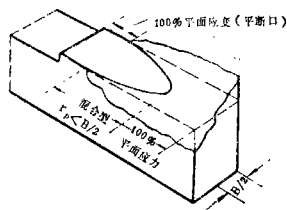


图 3 疲劳断口形态示意图〔16〕

范围内, 并在断口上出现剪切唇, 即可以根据由平面断口 (平面应变状态) 向剪切斜断口 (平面应力状态) 过渡的边界加以划分〔15〕。

在一些厚板试样的断口形态的观察中, Hoepfnerd 与 Krupp〔16〕认为根据应力应变状态的变化, 裂纹扩展可以分为以下四个阶段:

- ①结晶学扩展 (第Ⅰ阶段);
- ②宏观平断口 (第Ⅱ阶段);
- ③宏观斜断口 (单边或双边);
- ④最终断裂 (平面或斜断口)。

图 3 示出了各阶段断口形态及相应的应变状态。

王仁智〔17〕在进一步分析一些金属材料的 $da/dN-\Delta K$ 曲线中, 认为该曲线可由四条不同斜率的直线所组成, 并绘出了各阶段断口形态的示意图, 见图 4。该曲线下端接近一垂直

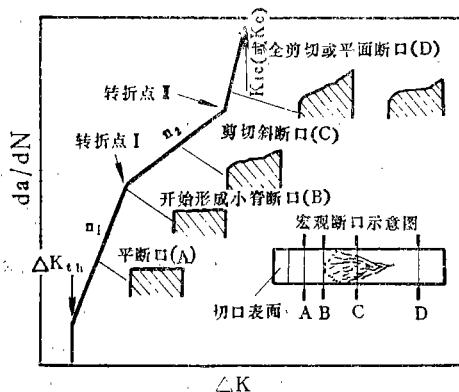


图 4 金属材料的 $da/dN-\Delta K$ 曲线及各扩展阶段对应的宏观断口形态示意图〔17〕

线, 即应力强度因子门坎值 ΔK_{th} , 曲线上端接近于临界应力强度因子 K_{IC} 或 K_{I0} 。

近年来, 根据断口显微形态的分析, 一些研究工作者〔18-20〕认为疲劳裂纹扩展宜分为三个阶段: 在极低的扩展速率下, $da/dN < 10^{-5}$ 毫米/次, 为非连续扩展区, 呈现一种结晶学形态的小平面型的显微断口; 当 $da/dN > 10^{-5}$ 毫米/次时, 为连续扩展区, 断口形态以疲劳为主; 当 $da/dN > 10^{-3}$ 毫米/次时为“静力”型扩展区, 断口形态则以韧窝、晶间断裂或纤维状断裂为主。整个 $da/dN-\Delta K$ 曲线可以近似

地以“S”形连续曲线描述之，如图5所示。

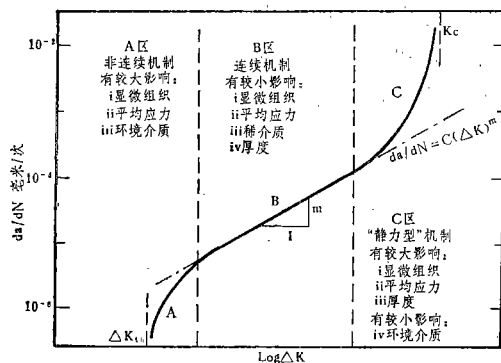


图5 呈现“S”形变化的 $da/dN-\Delta K$ 曲线及其不同的微观机制示意图〔18〕

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，疲劳裂纹扩展可以基本上分为两大类型，即切应变型与正应变型扩展机制。

1) 切应变型（第I阶段）扩展机制

关于疲劳裂纹第I阶段的扩展机制可以大体上分为持续滑移、范性钝化和再生核三种物理模型。

①持续滑移模型：Lukas等〔21〕利用透射电子显微镜观察铜单晶在循环载荷下滑移带的精细结构中，发现滑移通常集中在一些持续滑移带内。这些滑移带具有较高的应变幅值，并呈现一种被密集位错块所包围的胞状组织，见图6。在这些滑移带内的应变硬化一般较基体

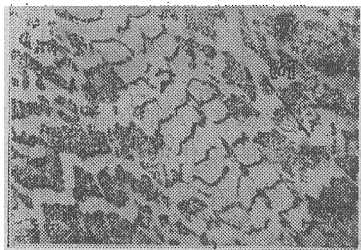


图6 在循环载荷下铜单晶体滑移带中的位错胞状组织〔21〕

为低，因此使滑移限于在这些持续滑移带内进行。Gell与Leverant〔22〕认为由于在一些持续滑移带上反复滑移将可能产生很高的位错密度，这种高密度的位错阵列中储存着相当高的

应变能，这将有利于新的自由表面的产生，从而造成沿着持续滑移面发生解理断裂，见图7。

此外也有人认为面心立方金属的滑移带中出现位错对阵列，在任何一对的中心都具有很高的膨胀，约0.5〔23〕。因此，所产生的内应力将叠加到外作用力上促使这些滑移面分离。

②范性钝化模型：Laird〔13〕认为第I阶段的裂纹扩展一般限制在一个晶粒大小的数量

级，每一加载周期中的裂纹延伸是以滑移带的加宽来实现的（图8b）。由于在第I阶段中裂纹尖端的范性钝化量较小，在压缩应力下裂纹端部产生的“折褶”量也不大，因此在断口上一般不出现疲劳条纹。但是当裂纹扩展得较深时，在断裂表面上有时可能出现少量的疲劳条纹。Laird认为上述疲劳条纹的存在正说明在第I阶段的裂纹扩展是以一种范性弛豫过程进行的证据。

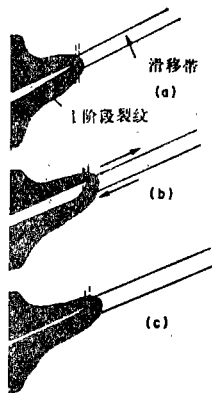


图8 第I阶段扩展的范性钝化模型示意图〔13〕

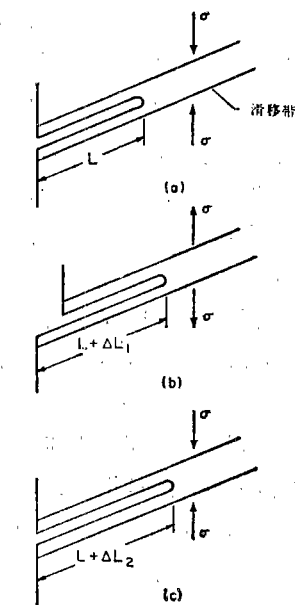


图7 疲劳裂纹扩展的持续滑移模型示意图〔22〕

③再生核模型：Grosskreutz〔24〕在观察Al单晶体裂纹扩展机制中，认为第I阶段扩展是在裂纹尖端前方的塑性区内出现的一些滑移带裂纹

的连续再生核过程。裂纹形成阶段的交叉滑移机制也适用于第 I 阶段的裂纹扩展。这种再生核机制特别适用于低的应变幅 (3×10^{-4}) 的情况, 由于应变硬化较小, 达不到饱和硬化应力, 使裂纹本身无法延伸。根据实验观察, 在纯铝中由于交叉滑移产生的滑移带裂纹, 一般发生在距离表面的深度为 $10\mu\text{m}$ 左右。

在高的应变幅值下, 由反复滑移产生的胞状组织最后将导致亚晶界的出现。Holden^[25] 认为对于低层错能金属, 疲劳断裂系沿着裂纹尖端处部分位错胞状组织的边界扩展; 在高的层错能金属中, 裂纹扩展系沿着亚晶边界进行。Hayashi^[26] 在应用细聚焦 X 光衍射分析裂纹尖端的亚结构时指出, 在疲劳过程中亚晶的形成将造成流变应力 (σ_f) 的增加和断裂应力 (σ_F) 的降低。当 σ_F 低于外力应力 (σ_a) 时或 σ_f 高到足以阻止继续滑移时, 在循环应力的作用下, 将沿着亚晶界出现一些空洞或微裂纹, 这种空洞和微裂纹将为疲劳裂纹以再生核机制扩展创造了有利的条件, 见图 9。

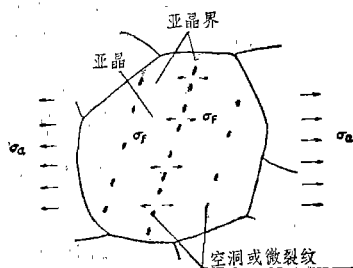


图 9 在循环载荷下晶粒内产生的亚结构示意图^[26]

2) 正应变型扩展机制

如前所述, 疲劳裂纹的第 I 阶段扩展, 一般限于 1 ~ 2 个晶粒大小的数量级以内, 疲劳裂纹在断口表面上绝大部分是以垂直于应力轴的方向向前扩展的。目前已提出的有关正应变型扩展机制可以归纳为三种类型, 即双滑移、范性钝化与脆性-范性交替模型。

①双滑移模型: Schijve^[27] 曾将 Wood 所提出的有关裂纹形成的模型^[28]应用于解释

疲劳裂纹的扩展, 认为裂纹的成长是由于裂纹尖端位错的流入或滑出所造成的。图 10 为在一个循环周期中两组不同滑移面上位错运动产生的裂纹扩展示意图。

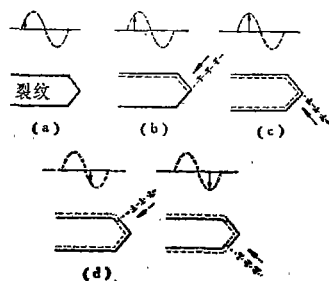


图 10 在一个循环加载中两组滑移面上位错运动产生的裂纹扩展示意图^[27]

此后, McMillan 与 Pelloux^[29] 利用电子金相复型观察 Al 合金的疲劳条纹的形成机制时指出, 裂纹扩展主要是在拉伸载荷增加的 $1/4$ 周期内发生, 如图 11 所示。他们认为疲劳条纹的形成包含着两个阶段, 即由裂纹在加载时由于双滑移造成尖端的延伸和在卸载时由于范

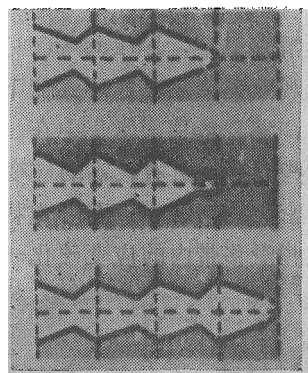


图 11 疲劳裂纹扩展的双滑移机制^[29]

性流变产生尖端的锐化所组成。他们还运用这一扩展模型来解释在程序加载中疲劳条纹的形成机制。

②范性钝化模型: Laird^[13] 在观察第 II 阶段裂纹断口的截面中, 发现裂纹尖端在扩展中呈现反复的钝化与锐化的交替过程, 如图 12 所示。在循环加载的拉伸载荷下, 裂纹尖端受到较大的范性变形而产生局部滑移, 使裂纹尖端出现钝化 (图 12 b、c)。在卸载中尖端两侧表

面逐渐靠拢,使裂纹向前延伸一段距离,在全部卸载后,裂纹端部在拉伸加载中产生的新表面被折叠起来形成“耳子”,端部又出现锐化。在每一个钝化-锐化过程中,裂纹前端不断向前延伸,并在断口上留下一条痕迹,即所谓疲劳条纹。

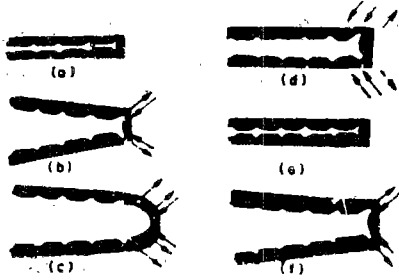


图 12 Laird 范性钝化裂纹扩展模型 [13]

此后, Tomkins [30] 鉴于在大的应变幅下铝 [31] 与高强度钢 [32] 中裂纹尖端出现流变带的剪切变形和开裂现象, 认为在拉伸载荷时范性应变主要是集中在最大切应力方向, 而裂纹尖端基本上不发生范性变形 (图 13a), 当流变带内侧一段长度 (b) 达到其临界应变时, 将产生新的裂纹表面 ($2\delta \leq \varphi/2$)。当应力或应变出现弛豫或反向时, 由于裂纹尖端的失稳导致疲劳条纹的出现, 这种扩展机制又被称为“流变带开裂”机制。

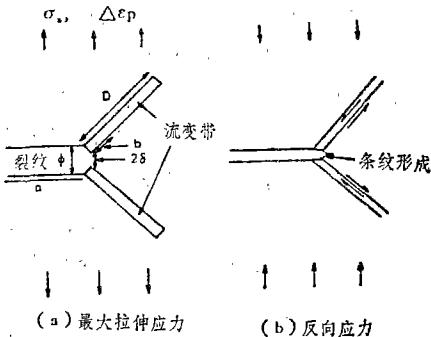


图 13 Tomkins 流变带开裂的裂纹扩展模型

最近, Wanhill [33] 根据 Tomkins [31] 模型提出了一个疲劳条纹的形成机制, 见图 14 所示。这一模型的重要特征是, 在每一循环加载中, 包含着多次的流变带的形成和切变过程。产生的原因是由于在距离尖端的最大张开位移的 $1/2$ 处具有较大的应变值, 前一循环所产生的

位错亚结构被分解了, 滑移易于在该处产生 [34]。因此, 在每一次循环的第一个凹槽具有最大的深度 (图 14 b), 相继的凹槽由于材料的应变硬化而逐渐变浅。上述钝化机制不仅可以用来说明疲劳条纹间的亚条痕的形成 [13] (图 15), 也可用来说明在腐蚀介质中, 疲劳断口呈现脆性断裂和较小的范性凹槽这一显微特征。明显地, 拉伸断裂 (图 14 c) 将促进介质的吸附作用, 介质的腐蚀作用愈大, 出现拉伸断裂比出现流变带将更占优势。

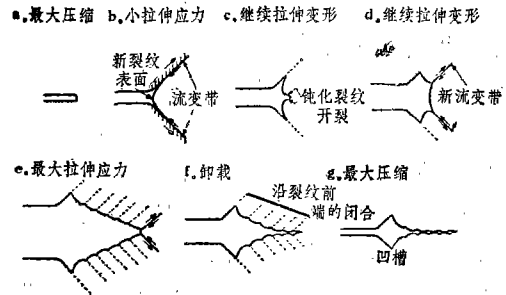


图 14 Wanhill 疲劳条纹形成机制 [33]

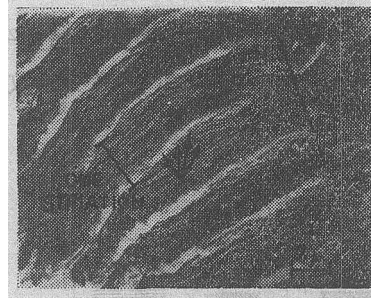


图 15 冷作铜的疲劳条纹间的亚条痕 [13]

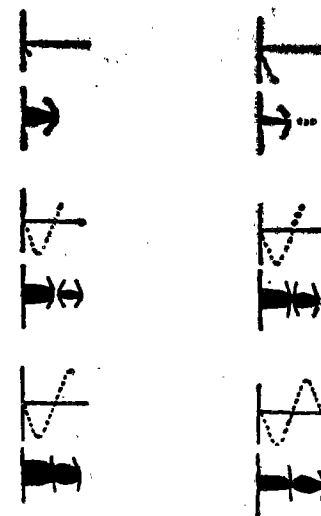


图 16 Forsyth Ruder 脆性-范性交替模型 [35]

③脆性-范性交替模型：这种脆性-范性交替机制实际上是与第 I 阶段扩展的“再生核”模型十分相似。Forsyth与Ruder^[35]认为疲劳裂纹的扩展是非连续的。在循环载荷的作用下，主裂纹的前方首先出现显微空隙或微裂纹并逐渐形成一些空洞。在进一步加载过程中，这些空洞与裂纹尖端之间的金属逐渐减薄，最后与主裂纹连接，如图16所示。

显然，在一些实际合金中，由于存在着一些夹杂物、脆性相以及一些高应力集中区等缺陷时，在多向拉伸应力的作用下，位于主裂纹前方这些缺陷本身或其界面往往首先开裂，然后依次与主裂纹连接，使裂纹向前扩展。因此，这一模型也可用来解释在较大的应力幅值下，特别是接近临界裂纹的扩展阶段中所出现的一些断口形态，如韧窝、穿晶与晶间断裂等。

图 17 示出在不同最大应力强度因子 (K_{max}) 作用下静力拉伸与疲劳载荷的断口形态^[36]。

当应力强度因子 $K < 400 \sim 500 \text{ N/mm}^{3/2}$ 时，裂纹延伸较小，仅出现一些典型的疲劳条纹

(图17d)；当 $K > 400 \sim 500 \text{ N/mm}^{3/2}$ 时，裂纹前方的夹杂物偶而发生断裂，从而出现一些局部的韧窝断口 (图17e)；当 $K > 700 \sim 800 \text{ N/mm}^{3/2}$ 时，裂纹前方夹杂物全部产生断裂，从而使整个裂纹前方呈现韧窝断口。Schwalbe^[36]在进一步观察中指出，当应力比 $R = 0.666$ 时疲劳载荷下的断口形态中，控制由条纹断口到韧窝断口转变的载荷因素是 K_{max} 而不是 ΔK ，并可用下式表示：

$$\sqrt{\sigma_y E d_{min}} \leq K \leq \sqrt{\sigma_y E d_{max}}$$

式中 d_{min} 、 d_{max} 分别为最小与最大质点间距，当 $d_{min} = 5 \mu\text{m}$ ， d_{max} 为 $15 \mu\text{m}$ 时，上式可写为：

$$400 \leq K \leq 700 \text{ N/mm}^{3/2}$$

这一数值与试验结果 (图17b、c、e、f) 是符合的。

除以上这些切应变型和正应变型裂纹扩展的物理模型外，也有从裂纹尖端的能量平衡观点来考虑裂纹扩展临界值问题的。一般认为外载荷 P 施加到裂纹尖端处的能量可分为三部分^[37]：

- ①储存在晶格内的弹性能；
- ②形成位错网络所需要的范性能；
- ③裂纹延伸时所需要的表面能。

假如有足够能量输入成为范性能，如晶体位向适宜于单滑移或者对于一些应变硬化率较小的金属，裂纹尖端仅出现钝化而不产生扩展或扩展得很慢。相反地，对于一些脆性材料，晶格中的弹性能全部转换为解理能，以致范性变形很小。显然，裂纹扩展一般沿着产生新表面所需能量最小的途径进行，由于位错的存在使晶格内部的能量增加，位错缠结或胞状组织 (晶界或亚晶界等) 将成为低能量扩展的途径。因此，裂纹的扩展速率及其途径将取决于上述这些能量的平衡情况。

3. 疲劳裂纹扩展的微观特征

从上一节中列举的有关切应变型和正应变型裂纹扩展的六种物理模型来看，可基本上归

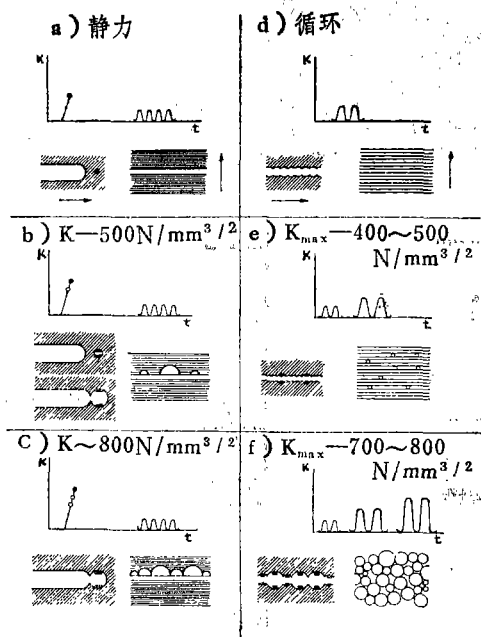


图 17 不同 K_{max} 水平下静力与疲劳断口形态的示意图^[36]

纳为三大类别：即滑移机制、范性钝化机制与再生核机制。它们只是切应变型和正应变型扩展中具有不同的表现和特征而已。例如，滑移机制在第Ⅰ阶段扩展中是以单滑移（或交叉滑移）为主，而在第Ⅱ阶段扩展中则以双滑移（或多滑移）为主；范性钝化机制在第Ⅰ阶段扩展中一般不出现明显的疲劳条纹，而在第Ⅱ阶段扩展中呈现明显的疲劳条纹；再生核机制在第Ⅰ阶段扩展中，裂纹沿持续滑移带或亚晶间界扩展并出现解理式或小平面型断口，而在第Ⅱ阶段以后的扩展中，除疲劳条痕外并出现韧窝、穿晶或晶间断裂形态。

图18示出疲劳裂纹扩展的 $da/dN-\Delta K$ 曲线及各扩展阶段相应的微观断口形态^[30]。Tomkins 等认为第Ⅰ—Ⅱ阶段的转变发生在裂纹尖端张开位移（ δ ）达到位错亚结构尺寸（一般为 $0.4\mu\text{m}$ ），从而使对称的流变带得以产生，第Ⅱ—Ⅲ阶段的转变出现在 δ 达到质点间距同一数量级时

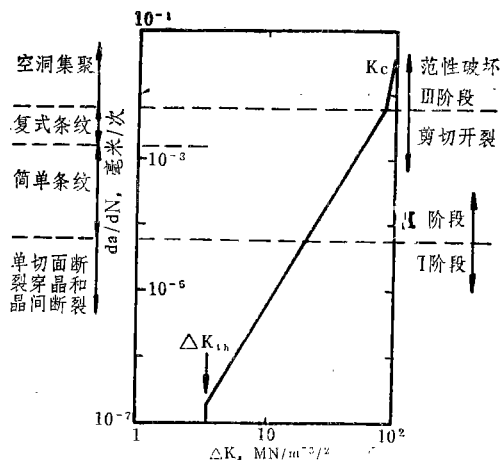


图 18 疲劳裂纹扩展的第Ⅰ—Ⅱ—Ⅲ阶段及其相应的微观断口形态示意图^[30]

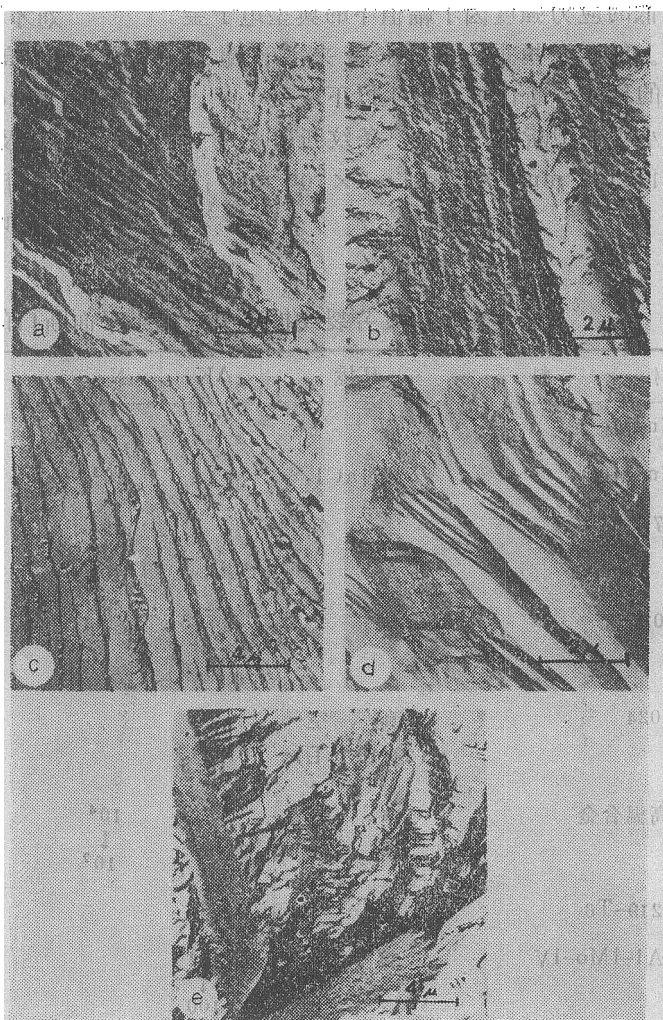


图 19 在极低的裂纹扩展速率下形成小平面型与河流状断口的电子金相照片^[37]

- (a) 2024-T3, $da/dN \approx 2 \times 10^{-6} \text{mm/次}$
- (b) 7075-T6, $da/dN \approx 10^{-8} \text{mm/次}$
- (c) 70-30 黄铜, $da/dN \approx 5 \times 10^{-6} \text{mm/次}$
- (d) 305 不锈钢, $da/dN < 2 \times 10^{-6} \text{mm/次}$
- (e) Ti-6Al-4V, $da/dN \approx 2.5 \sim 5 \times 10^{-7} \text{mm/次}$

（对于高塑性钢 $\delta \approx 10\mu\text{m}$ ）。此时，静力型断裂开始部分出现。

Hertzberg 与 Mills^[37]在观察 Al、Cu、Ni、Ti 合金与不锈钢的显微断口形态中，发现在极低的扩展速率下，出现一种结晶学形态的小平面型或河流状的断口。图19示出几种金

属在较低的应力强度因子幅值下的典型电子金相照片。对于一些面心立方金属来说,随着da/dN的增加,断口形态发生以下改变:

小平面对断口 条纹断口
 $<1 \times 10^{-5} \text{mm/次}$ $<1 \sim 2 \times 10^{-4} \text{mm/次}$
 韧窝断口
 $>2 \times 10^{-3} \text{mm/次}$

刘才穆等〔38〕在体心立方金属30CrMnSiNi2A高强度钢中也观察到类似的显微断口形态。图20示出30CrMnSiNi2A钢的da/dN—ΔK曲线及其相应的电子金相复型和扫描电镜的照片。该断口形态与图18所列举的组织形态基本上是吻合的。

表 1 疲劳裂纹扩展中形成小平面对断口的结晶位向〔39〕

材 料	环 境	ΔK	N _f	小平面对位向	检 验 方 法
Al-Zn-Mg	空 气			{001}	X光Laue法
Al-Zn-Mg	3%NaCl		10 ³	{001}	同上
Cu-47.6%Zn	空 气		10 ⁷ ↓ 10 ³	{110} ±10°	同上
Al-2024	空 气	5.5 ↓ 16.5		{100} 差 3°~10°	同上
Al-2024	真 空 (3×10 ⁻³ 毛)	5.5 ↓ 16.5		{001} ±5° {111}	同上
镍基高温合金	空 气		10 ⁴ ↓ 10 ⁷	{111}	同上
Al-2219-T6	空 气			{111} ±5°	同上
Ti-8Al-1Mo-1V	3%NaCl	1.1 ↓ 100		{0001} 与 {0001} 差15°	同上
Ti-8Al-1Mo-1V	真 空 (2×10 ⁻⁷ 毛)	1.1 ↓ 100		两个 {11 $\bar{2}$ 0} 实例	同上
Al-3%Cu	空 气	7 ↓ 30		{001} ± 5°~10°	同上
Ti-6Al-4V Ti-6Al-4Mo Ti-2Sn-0.5Si	干燥空气 潮湿空气		10 ⁷	(0001)差15° {10 $\bar{1}$ $\bar{1}$ }	同上
316不锈钢	空 气	5.5 ↓ 30.0		{111}	X光
α-Ti 155	空 气	5 ↓ 14		(0001)±5°	SACP法
Fe-3%Si	空 气	10 ↓ 30		{001}	X光

在结构敏感范围内裂纹扩展产生的小平面断口的结晶位向列于表1〔39〕。可以看出, 这些平面一般接近基体的原子密集的结晶面, 如面心立方金属的{111}与{001}面, 密排六方金属的{0001}等。这种在极低的裂纹扩展速率下出现的小平面断口, 曾被认为是由于在有限的反复滑移过程中, 裂纹前端的局部区域内的相邻滑移面的原子键结合强度被减弱了, 低的拉伸应力将造成局部滑移面的解理断裂, 从而呈现一种结晶学形态〔22〕。

由于实际构件和试样的组织结构、尺寸和形状的变化, 以及受到一些外部因素(应力、温度、介质)的综合作用, 疲劳裂纹扩展过程及其断口微观形态往往是复杂的和多种多样的。欧阳杰〔40〕根据高温合金、结构钢和铝合金九种材料的大量的试样与零件的断口分析, 归纳有八种断口形态(见图21), 并认为这些断口形态可以基本上用交替切变机制和交替撕裂-切变机制来描述。

Freudental〔41〕认为由于在实际多晶体中存在着局部的不均匀性、各向异性和非连续性显微组织以及内部和表面上存在着各种畸变, 疲劳裂纹扩展的微观机制主要有两种形式, 一种是软金属中由于反复滑移产生滑移面微裂纹和另一种在高强度合金中出现的无滑移的剪切裂纹, 以及在中等强度合金中出现两种机制的组合。表2列出在三种不同应变幅(H—高应变幅, F—中等应变幅, S—安全范围)下范性金属(“范性疲劳”)和准弹性金属(“弹性疲劳”)的显微机制的分类。

综上所述, 在实际金属构件与试

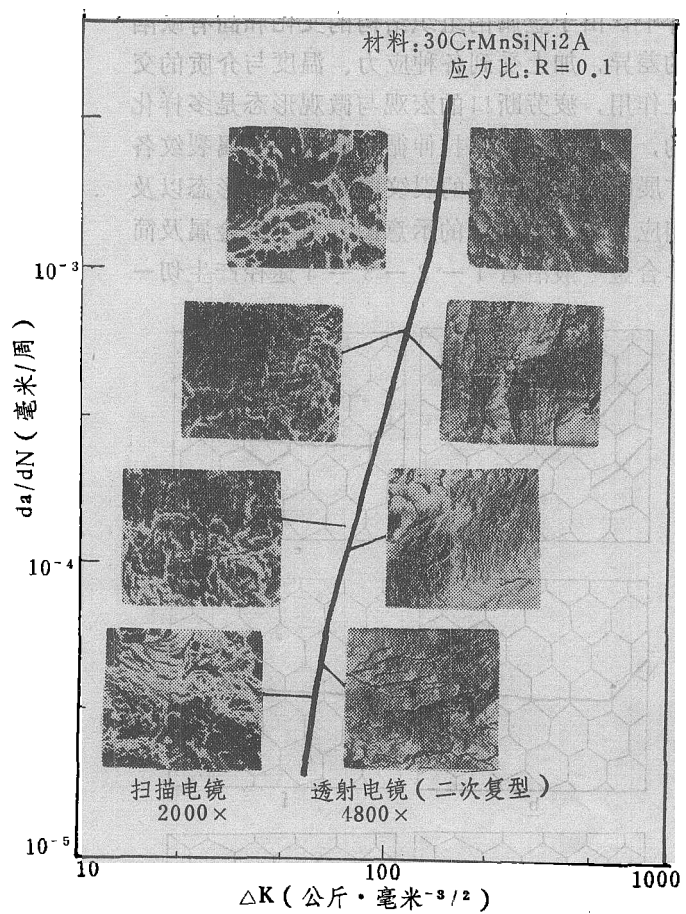


图 20 30CrMnSiNi2A钢的 da/dN—ΔK曲线及其相应的断口形态照片〔38〕

表 2 不同应变幅下金属疲劳裂纹扩展的机制〔40〕

	“范性疲劳”		“弹性-范性”	“弹性疲劳”	
	自由状态	约束状态	疲 劳	自由状态	约束状态
H (高应变幅)	交叉滑移 胞状组织	晶格碎化	混合型显微 组织的碎化	剪切与拉 伸断裂	应变抗阻 断裂
	混合型宏观裂纹			混合型宏观裂纹	
F (中应变幅)	表面微 裂纹	抗阻断裂	混合型裂纹	无滑移剪 切断裂	剪切与晶 间断裂
	滑移微裂纹的集聚			剪切裂纹的成列	
S (低应变幅)	扩散滑移	单个点 缺陷	单个缺陷	点缺陷 阵列	单个剪切 裂纹
	无宏观裂纹				

样中，由于金属的组织结构的变化和固有缺陷的差异，加上受到各种应力、温度与介质的交互作用，疲劳断口的宏观与微观形态是多样化的，图22为在简单拉伸循环载荷下金属裂纹各扩展阶段可能出现的裂纹取向与断口形态以及相应的主应力状态的示意图。对于纯金属及简单合金一般沿着 1—2—3—4 途径产生切—

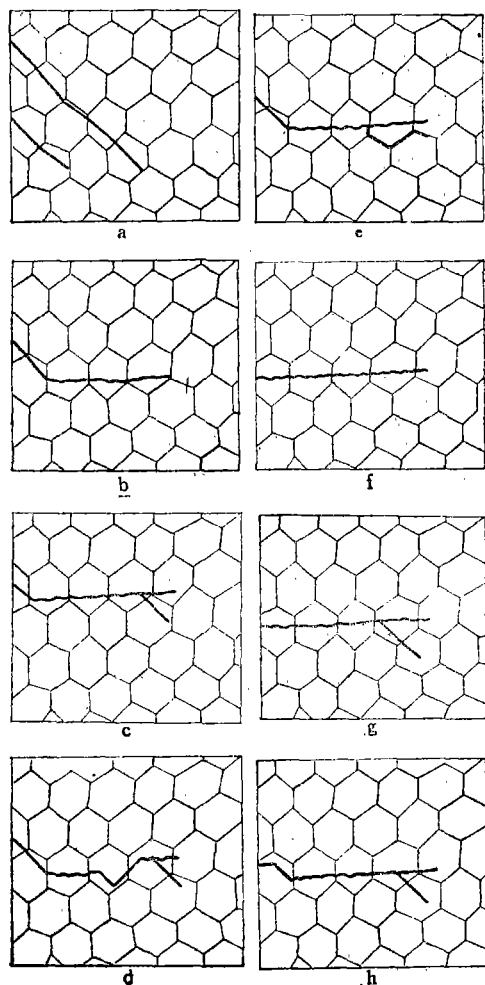


图 21 实际构件和试样中疲劳断口形态示意图 [39]

正一切型断裂；一般工程结构钢及合金由于存在着第二相或夹杂物质点等，在第Ⅱ阶段中则按 3—4' 方向扩展，形成切—正—正型断裂；当有腐蚀介质存在时，在第Ⅰ阶段中裂纹则按 1'—2 途径扩展，往往出现完全正应变型

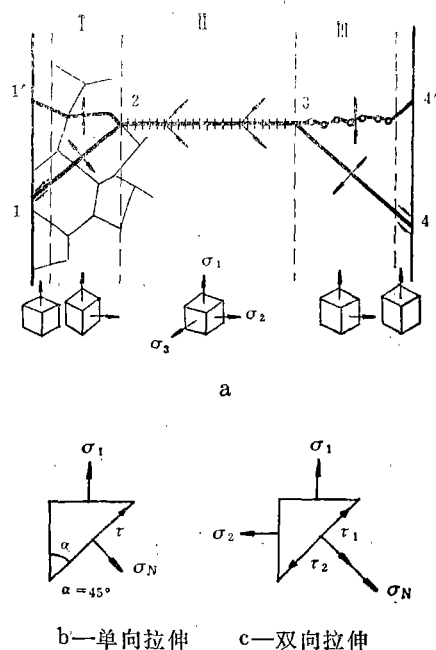


图 22 在简单拉伸载荷下疲劳裂纹的取向、断口形态及主应力状态示意图

断裂。

此外，从简单的主应力状态分析来看（图 22b），在接近试样表面处一般可看作是简单拉伸，从而在断口两端往往产生纯剪切 45° 断裂。在距离表面不远处一般属于平面应力型的双向拉伸，一旦出现双向拉伸时，沿 45° 最大剪切面上的切应力 τ 由于相互抵消而减小，正应力 σ_N 则相应地增加（图 22c），从而有助于在进入第Ⅱ阶段前出现小平面型的解理断裂。