

- 948.
- [2] L. B. Coleman et al., *Solid state Comm.*, **12** (1973), 1125.
- [3] D. Jerome et al., *J. Physique Lett.*, **3** (1980), L 95.
- [4] A. J. Heeger. Chemistry and Physics of One-dimensional metals, Ed. J. Keller. Plenum press, (1977), 89.
- [5] S. Etamad, *Phys. Rev. B*, **13** (1976), 2254.
- [6] R. H. Friend et al., *J. Phys. C*, **11** (1978), 272.
- [7] M. Weger, *Europhysics News*, **9** (1978), 7.
- [8] N. P. Ong et al., *Physical Review B*, **15** (1977), 1782.
- [9] C. K. Chiang et al., *Physical Review B*, **16** (1978), 5163.
- [10] A. J. Epstein et al., *Solid State Comm.*, **23** (1977), 355.
- [11] A. J. Epstein et al., Synthesis and Properties of Low dimensional Materials. Ed. J. Miller, A. J. Epstein, New York Academy of Sciences, (1978), 183.
- [12] D. Jerome et al., *New Scientist*, **10** July (1980), 104.
- [13] K. Kanazawa, *J. C. S. Chem. Comm.*, **19** (1979), 854.
- [14] M. J. Kletter et al., *J. C. S. Chem. Comm.*, **10** (1980), 426.
- [15] J. C. McGroddy et al., U. S. Patent 4,052,272 (1977).
- [16] J. R. Moser, U. S. Patent 3,660,163 (1972).
- [17] C. K. Chiang et al., *Appl. Phys. Lett.*, **33** (1978), 18.
- [18] M. J. Cohen et al., *Phys. Rev. Lett.*, **37** (1976), 1500.
- [19] M. J. Cohen and A. J. Heeger. *Phys. Rev. B.*, **16** (1977), 688.
- [20] M. Füstöss-Weger, *Thin Solid Films*, **36** (1976), 89.
- [21] M. Murakami et al., Molecular Metals, Ed. William E. Hatfield, Nato Conference Series VI, Plenum Press, New York-London, (1979), 51.

疲劳断裂的物理基础

钱友荣 (北京航空学院)

一、前言

机件受循环应力多次作用而产生的破坏称为疲劳断裂。根据统计数据,在机件断裂事故中,疲劳断裂约占四分之三。疲劳破坏时不产生明显的宏观塑性变形,即没有明显的破坏预兆就发生机器或结构件的毁坏,甚至造成人员伤亡,因而是非常有害的。

德国的 Albert 于 1828 年对矿用链条进行了首次疲劳试验。后来,尤其是在二十世纪的前六十年,人们大量地进行了疲劳性能测试和机件疲劳设计的研究。这基本上属于工程方面的工作。近二十年来,随着电子显微镜和断裂力学的发展,疲劳研究逐渐转向探讨疲劳破坏的物理本质^[1]。

按照现代观点,疲劳破坏过程分成三个阶

段:(a)微区塑性变形和疲劳裂纹萌生;(b)疲劳裂纹稳定扩展;(c)快速扩展。最后一阶段的时间极短,在总疲劳寿命中不占主要地位。因此,总疲劳寿命 N_f 主要由裂纹萌生寿命 N_i 和疲劳裂纹稳定扩展寿命 N_p 两部分组成: $N_f = N_i + N_p$ 。这两部分寿命各自所占的比例取决于循环应力值,以及试件有无切口和环境条件等多种因素。对于循环应力值较低的高周次疲劳,高强度钢光滑试件的裂纹萌生寿命有时占总寿命的 90% 以上。带切口的试件产生应力集中现象,其裂纹萌生寿命显著地降低。原始带有裂纹或类裂纹的试件的疲劳总寿命就等于扩展寿命。对于循环应力超过或接近于材料屈服强度的低周次疲劳,高应力促进裂纹早期萌生,常常在 1% 总寿命时就观察到微裂纹萌生,其疲劳寿命主要是从微裂纹扩展成为宏观裂纹的过程。腐蚀性环境极大地加速疲劳裂纹萌生,

也能加速裂纹扩展。

二、微区塑性变形和疲劳裂纹萌生

Manson 提出以 30 倍读数显微镜观察到的 0.076 毫米裂纹作为工程裂纹萌生的标准。断裂机理研究中,常以光学和电子显微镜观察到的 1 微米裂纹作为裂纹萌生的标准。

疲劳裂纹萌生的基本原因是不均匀塑性变形。虽然循环应力值远低于材料的抗拉强度和屈服强度,但是经过多次循环以后,局部微区积累产生很大的塑性变形,由此导致裂纹萌生。

从宏观上说,疲劳裂纹常常萌生在机件的自由表面上(也有萌生在机件的次表层或内部的少数例外情况),尤其萌生在机件的应力集中部位。大多数疲劳破坏事故都起源于机件上的各种切口。因此工程上对切口应力集中系数及表面强化处理曾经进行过大量的研究。

疲劳裂纹的微观萌生位置主要是在持续滑移带中及夹杂物附近,有时也在晶粒边界上。

1. 循环硬化和循环软化

金属材料疲劳试验的力学行为分为循环硬化和循环软化两类。退火的软金属常产生循环硬化,在进行恒塑性应变幅疲劳试验的时候,其应力幅随循环次数增加而增加,见图 1(a)。冷加工硬化的金属常产生循环软化,其应力幅随循环次数增加而减小,见图 1(b)。

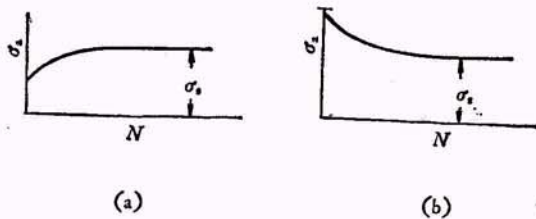


图 1 恒塑性应变幅疲劳试验的应力半幅 σ_a 与循环次数 N 间的关系

(a) 循环硬化; (b) 循环软化

从图 1 看到,在循环变形的最初阶段硬化或软化速率极高,随后逐渐降低和达到稳定状态。稳定状态的循环应力半幅称为饱和应力 σ_s 。

这种循环行为与材料中微区塑性变形有

物理

关。软金属中原始位错密度较低,在塑性变形中以不同的机理增殖大量的位错,由于位错在运动中的交互作用,产生了对位错进一步运动的障碍,即产生硬化现象,最后停留在一种平衡状态。冷加工硬化金属在变形前就充满了位错缠结和障碍,在循环变形中这些缠结逐渐被破坏,即产生软化现象,最后达到另一种平衡状态^[2]。

2. 滑移带疲劳裂纹萌生

滑移带是指滑移留下的表面痕迹,能在光学和电子显微镜下观察到。发生在一组平行滑移面上的滑移,造成平面状滑移带。在几组滑移系同时发生时,产生交割或交滑移,造成交叉的或波纹状滑移带。铝、铁和低碳钢等高层错能的材料容易交滑移,易产生波纹状滑移带,在体心立方金属中最明显^[3]。不锈钢、镍基高温合金、 α 黄铜、镁和钛等低层错能材料不容易交滑移,易产生平面状滑移。高频、低应力幅和低温疲劳促进平面状滑移;低频、高应力幅和高温疲劳促进波纹状滑移。一般认为在室温疲劳时,平面状滑移的滑移带比较均匀和分散,不易形成挤出现象,裂纹萌生较缓慢。



图 2

(a) 持续滑移带; (b) 挤出片

与静加载的滑移相比较,疲劳滑移是在很低应力的循环作用下产生的,因而它具有下列特性:(i)滑移带有局部性和较大的宽度,见图2(a);(ii)滑移带有持续性;(iii)形成挤出片,见图2(b);(iv)形成有序化的位错结构。

持续滑移带(PSB)有不同的定义:(1)轻微抛光未消失或轻微浸蚀就再现的滑移带;(2)抛光后再次应力循环时又在原处再现的滑移带;(3)萌生微裂纹的滑移带;(4)具有墙状位错结构的滑移带。

持续滑移带在疲劳寿命的早期阶段就已形成,其扩展深度不大。铜中形成持续滑移带的临界应力高于疲劳极限。铁和钢中形成持续滑移带的临界应力却低于疲劳极限。各种碳钢在等于或略低于疲劳极限的循环应力下都能形成持续滑移带,其扩展深度达10—100微米,但并不造成疲劳破坏。

大量试验结果表明,软金属的疲劳裂纹萌生在表层的持续滑移带中。持续滑移带对于疲劳裂纹萌生的贡献:(1)滑移带本身受到累积损伤,逐渐地被弱化和失去原子键合能力;(2)强烈的循环滑移产生挤出-挤入现象和表面切口形貌^[4],造成严重的应力集中。在这两种贡献中,那一种起主要作用,目前尚无定论。挤入-挤出过程是一种突发的过程,挤出片呈卷曲状,厚度不大于0.1微米,长度约10微米,片旁有裂口,见图2(b)。关于挤入-挤出形成机制,Wood提出随机滑移模型^[4],Cottrell提出两组滑移面交替滑移模型^[5]。

3. 疲劳位错结构

六十年代和七十年代用透射电镜观察金属薄膜试样,并配合应用X射线技术,对疲劳形成的位错结构进行了大量研究。研究得最多的是面心立方金属,尤其是单晶铜;对于体心立方和密排六方金属也有一定的研究^[5]。一般认为在循环应力作用下,金属中形成有序化组合的位错结构。

Woods'把低应变幅疲劳(总寿命约为 10^6 次)的单晶铜中的位错结构分成四类:墙状、脉纹状、未密化的墙状和胞状,见图3^[5]。在约

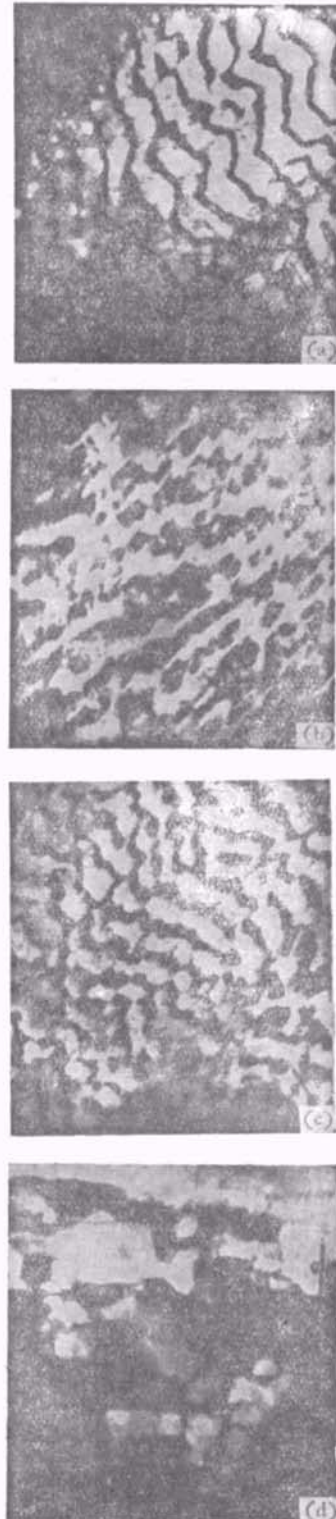


图3 疲劳铜中观察到的位错结构类型
(a) 墙状 $(\bar{1}\bar{2}1)$ 膜; (b) 脉纹状 $(\bar{1}\bar{2}1)$ 膜; (c) 未密化的墙状 $(\bar{1}\bar{2}1)$ 膜; (d) 胞状 $(\bar{1}01)$ 膜

0.1% 总寿命阶段就形成脉纹状的位错结构,脉纹在 $[1\bar{2}1]$ 方向被拉长,这种位错结构对应于图 1(c) 中迅速硬化的阶段。在疲劳硬化过程中,脉纹状在 $[111]$ 方向逐渐地排列成行,形成未密化的 $(\bar{1}01)$ 墙状结构。约在 1% 总寿命阶段达到平衡状态,形成最有序化的 $(\bar{1}01)$ 墙状位错结构,墙面为 $(\bar{1}01)$ 晶面。墙状结构的最重要的特征参量是墙间平均距离 l , 室温疲劳的纯铜 $l \approx 1.4$ 微米,其值与外加应变幅和循环频率无关。墙的厚度约为 0.1 微米,在 $[111]$ 方向的墙宽为 1—5 微米,在 $[1\bar{2}1]$ 方向的墙长为几百微米。

由观察薄膜获得的墙状位错结构的参量与由观察表面获得的持续滑移带的参量相比较,两者的诸参量几乎一一对应。例如墙宽对应于持续滑移带宽度。因而认为,墙状结构是持续滑移带中的典型位错结构。这种持续滑移带贯穿材料内部的深度约为 200 微米。图 4 是持续滑移带中位错结构的一种模型,认为持续滑移带是包含墙状位错结构的薄片,两边以 (111) 晶面为边界,这种薄片成为有利于位错逸出的通道。这些“墙”是由密度为 10^{12} 条/厘米² 的刃位错偶极子所构成;墙间为低位错密度区,密度约为 10^9 条/厘米² 的初始螺位错,它们把相邻的两“墙”联系起来(图 5)。这种墙状结构有利于塑性变形,在较低的循环应力作用下就能使位错运动。因此,具有墙状位错结构的持续滑移带中都产生大塑性应变,应变幅为 0.9%;基体中则仅产生极小应变,应变幅为 0.05%^[6]。

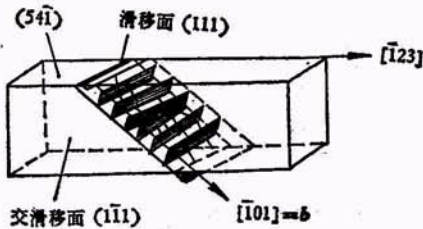


图 4 持续滑移带中墙状位错结构的示意图

高应变幅疲劳或高层错能材料(例如铝)更易形成完整的胞状位错结构[图 3(d)],胞尺寸为几微米。

物理



图 5 $\pm 0.1\%$ 塑性应变幅疲劳单晶铜中的墙状位错结构 $[(1\bar{2}1)$ 膜,反射条件 $g = 220$]

4. 疲劳裂纹萌生在夹杂物附近

高强度钢和铝合金中的复杂显微组织抑制了基体的粗滑移和滑移带裂纹的萌生。它们的疲劳裂纹常常萌生在造成应力集中的夹杂物或第二相粒子的附近。

钢中的非金属夹杂物分为硫化物和氧化物两大类。前者主要是 FeS , MnS 。后者由铝、钙、铬、铁、锰和硅的氧化物组成,大多数氧化物属于 $MnO_2-Al_2O_3-SiO_2$ 系。这些非金属夹杂并不影响低强度钢的疲劳破坏。当钢的强度级别增高时,如果不相应地减小夹杂物的尺寸,就容易从夹杂物附近萌生裂纹。根据对 4340 钢疲劳裂纹萌生过程的研究, Lankford^[7] 认为先产

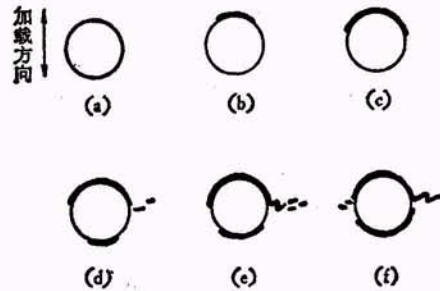


图 6 夹杂物附近萌生疲劳裂纹的过程示意图

生氧化夹杂物-基体界面分离,然后夹杂物附近的基体产生强烈的滑移损伤和产生微裂纹,见图6。这种机制适用于总寿命低于 10^6 次的高强度钢的疲劳裂纹萌生。因此,关于夹杂物附近萌生疲劳的理论分析应该包括两个方面:(1)夹杂物-基体界面分离(裂开)的条件;(2)微裂纹萌生前基体的塑性屈服条件和损伤过程。

在界面键合和界面分离两种状态下夹杂物附近的应力场有极大的不同。界面完全分离状态的夹杂物相当于一个小孔。在单向拉伸厚板中圆柱孔附近的弹性应力场(图7)为

$$\left. \begin{aligned} \sigma_r &= \frac{\sigma_0}{2} \left(1 - \frac{a^2}{r^2} \right) + \frac{\sigma_0}{2} \left(1 - 4 \frac{a^2}{r^2} + 3 \frac{a^4}{r^4} \right) \cos 2\theta, \\ \sigma_\theta &= \frac{\sigma_0}{2} \left(1 + \frac{a^2}{r^2} \right) - \frac{\sigma_0}{2} \left(1 + 3 \frac{a^4}{r^4} \right) \cos 2\theta, \\ \tau_{r\theta} &= - \frac{\sigma_0}{2} \left(1 + 2 \frac{a^2}{r^2} - 3 \frac{a^4}{r^4} \right) \sin 2\theta, \end{aligned} \right\} (1)$$

式中 σ_0 为外加的均布拉应力; a 为夹杂物半径; r 和 θ 为某点的极坐标; σ_r 为该点的径向应力; σ_θ 为角向应力; $\tau_{r\theta}$ 为切应力。界面键合状态的夹杂物附近应力场随夹杂物弹性模量 E_1 对基体弹性模量 E_2 之比值而变化。 E_1/E_2 为无穷大时代表刚性夹杂物,夹杂物附近的弹性应力场为

$$\left. \begin{aligned} \sigma_r &= \frac{\sigma_0}{2} \left[1 + (1 - 2\nu) \frac{a^2}{r^2} \right] + \frac{\sigma_0}{2} \times \left[1 + \frac{4}{3 - 4\nu} \cdot \frac{a^2}{r^2} - \frac{3}{3 - 4\nu} \cdot \frac{a^4}{r^4} \right] \times \cos 2\theta, \\ \sigma_\theta &= \frac{\sigma_0}{2} \left[1 - (1 - 2\nu) \frac{a^2}{r^2} \right] + \frac{\sigma_0}{2} \left[-1 + \frac{3}{3 - 4\nu} \cdot \frac{a^4}{r^4} \right] \cos 2\theta, \\ \tau_{r\theta} &= \frac{\sigma_0}{2} \left[-1 + \frac{2}{3 - 4\nu} \cdot \frac{a^2}{r^2} - \frac{3}{3 - 4\nu} \cdot \frac{a^4}{r^4} \right] \sin 2\theta. \end{aligned} \right\} (2)$$

由公式(1)得到,在孔边缘($r = a$)处只存在

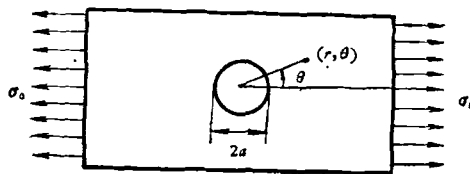


图7 圆柱孔或夹杂物附近的应力

周向应力,并且在 $\theta = \pm\pi/2$ 处达到最大值 $(\sigma_\theta)_{\max} = 3\sigma_0$ 。由公式(2)得到,在刚性夹杂物边缘处同时存在径向应力、周向应力和剪切应力,在 $\theta = 0$ 或 π 处的径向应力达到最大值 $(\sigma_r)_{\max} = \sigma_0(1 - \nu)(5 - 4\nu)/(3 - 4\nu)$;若取基体的泊松比 $\nu = 1/3$,则 $(\sigma_r)_{\max} = (22/15)\sigma_0$,这个径向应力是造成界面分离的重要因素。实际夹杂物的 E_1/E_2 比值在1/3到5之间,其界面应力值随 E_1/E_2 比值而变化。

大量研究说明,高强度钢的疲劳裂纹主要萌生在氧化物夹杂上,很少萌生在硫化物夹杂上。硫化物属于软夹杂, MnS 的 $E_1/E_2 = 2/3$,并且夹杂与基体间键合力很弱,界面容易分离。最有害的氧化物夹杂是铝酸钙($3CaO \cdot Al_2O_3$)、 Al_2O_3 和尖晶石,前一种为软夹杂物($E_1/E_2 = 1/2$),后两种为硬夹杂物(E_1/E_2 分别为2和1.5)。

大于某一临界尺寸的夹杂物才成为疲劳裂纹萌生源。高周次疲劳的临界夹杂物尺寸约为5-10微米,该尺寸随应力增高而减小。用简单的应力集中概念无法解释这种尺寸效应,因为应力集中系数与夹杂物尺寸无关,仅与夹杂物的形状和弹性模量有关。但是应力增大的空间范围随夹杂物尺寸增大而增大,在密集夹杂物的情况下,这种影响是很大的。

三、疲劳裂纹扩展

早期的研究把光滑疲劳试样的裂纹扩展分为I、II两阶段(图8)。I阶段扩展是剪切型和张开型裂纹的综合,裂纹面与主应力轴成 45° 角。II阶段扩展是张开型裂纹。

近十多年来应用线弹性断裂力学研究疲劳

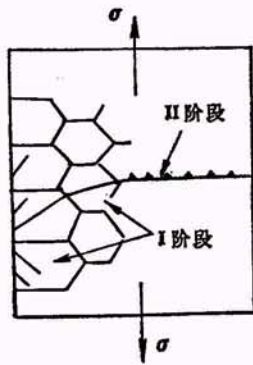


图 8 光滑试件疲劳裂纹扩展的两阶段

裂纹扩展，认为疲劳裂纹扩展速率与应力强度因子范围 ΔK 有一定关系，这种关系如图 9 所示。在低 ΔK 值区，中等 ΔK 值区和高 ΔK 值区有不同的扩展规律。A 区为非连续裂纹扩展机制，其裂纹扩展速率受到材料显微组织，外加平均应力和环境的较大影响。B 区为连续的裂纹扩展机制，显微组织、平均应力、环境和试件厚度对裂纹扩展速率产生较小的影响。C 区为静载断裂机制起重大作用的区域，其裂纹扩展速率受到显微组织、平均应力和试件厚度的较大影响，受环境的影响较小。

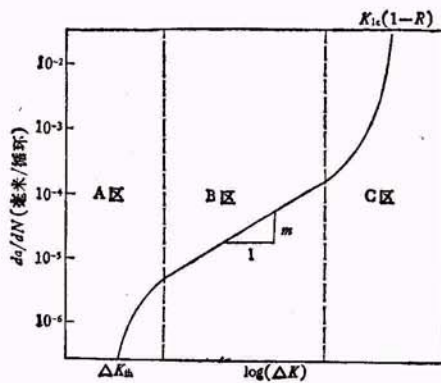


图 9 疲劳裂纹扩展速率曲线¹⁾

A 区——非连续扩展机制；B 区——连续扩展机制（疲劳条带）；C 区——静载断裂机制

1. I 阶段疲劳裂纹扩展

I 阶段疲劳裂纹扩展实际上是滑移带裂纹的继续发展，这种裂纹扩展与测定的晶体学平面有关系。对于单个晶粒，为沿一组滑移面循环滑移和裂纹扩展。从宏观来看，裂纹大体上沿最

物理

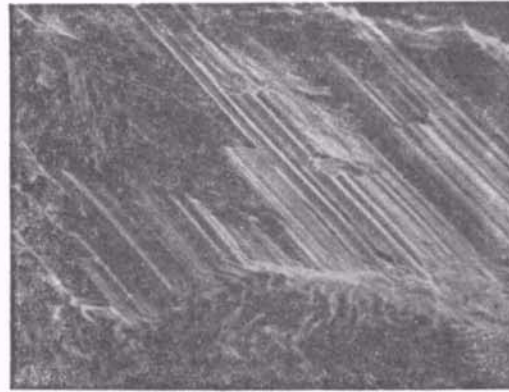


图 10 LD5 铝合金 I 阶段疲劳扩展断口上的滑移痕迹(放大 300 倍)

大切应力面发展(图 8)。普通的 I 阶段疲劳裂纹深度很小，为 1—2 个晶粒尺寸或十分之几毫米；高强度钢中由夹杂物萌生裂纹引起的 I 阶段扩展深度仅为几微米。I 阶段的扩展速率很低，因此其扩展寿命仍然相当可观。

某些高强度镍基高温合金及某些铝合金的低应力室温疲劳是特例情况，它们的 II 阶段疲劳扩展较短，I 阶段疲劳扩展断面面积占总疲劳断面面积的大部分。在 I 阶段疲劳扩展断口上，除存在疲劳条带以外，还存在许多滑移痕迹(图 10) 及类似于解理的特征形貌，但是这种“解理”不同于静载下的脆性解理，并不会造成裂纹的快速失稳扩展，其“解理”面就是面心立方金属的滑移面 {111}。

2. 中等 ΔK 值区的疲劳裂纹扩展

中等应力强度因子范围对应于中等的裂纹扩展速率，两者之间的关系可用 Paris 公式来表达：

$$da/dN = C(\Delta K)^m, \quad (3)$$

式中 C 和 m 为由试验确定的常数，指数 m 的典型值为 2—4。这种关系在双对数坐标上为线性关系，见图 9 中的 B 区。

中等 ΔK 值区疲劳扩展是 II 阶段疲劳扩展中研究得最充分的部分，其裂纹属于张开型裂纹(图 8)。现已公认，中等 ΔK 值区疲劳裂

1) 图中 a 为半裂纹长度； N 为疲劳循环次数； da/dN 为疲劳裂纹扩展速率； ΔK 为应力强度因子范围； R 为循环应力比； K_{Ic} 为平面应变断裂韧度。

纹扩展的主要微观机制是非晶体学疲劳条带机制。在几乎全部金属材料及部分聚合物材料的疲劳断口上,都曾观察到疲劳条带形貌,尤其在面心立方结构金属的疲劳断口上易形成规则的疲劳条带(图11)。这种疲劳条带是循环加载裂纹扩展所留下的塑性变形痕迹,常用塑性钝化模型来解释(图12)^[8]:在拉伸半循环中,裂纹尖端塑性张开和钝化;在压缩半循环中,裂纹尖端闭合和再次锐化,每次应力循环的钝化-锐化的交替过程形成一条疲劳条带。条带的间距代表微区的裂纹扩展速率。在纯疲劳条带机制时,宏观裂纹扩展速率与条带间距相当;在混合机制扩展或不连续机制扩展时,两者之间有明显的差异。

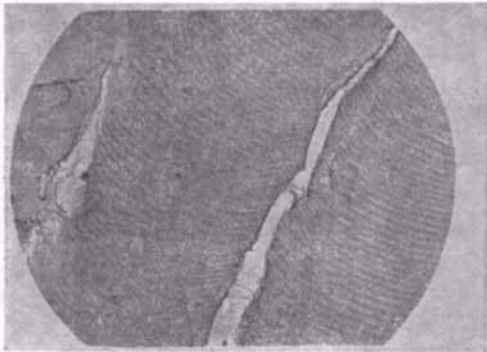


图11 铝合金断口上的疲劳条带(放大3500倍)

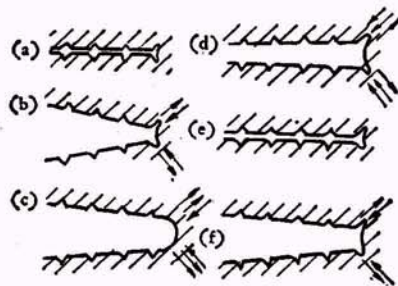


图12 疲劳条带形成机制(Laird和Smith)
(a) $\sigma_a = 0$; (b) $\sigma_a > 0$; (c) $\sigma_a = \sigma_{max}$;
(d) $\sigma_a < 0$; (e) $\sigma_a = \sigma_{min}$; (f) $\sigma_a > 0$

3. 高 ΔK 值区的疲劳裂纹扩展

高 ΔK 值下的疲劳裂纹扩展速率迅速增加(图9中的C区),并以 $K_{Ic}(1-R)$ 为渐近线。这个阶段的断裂特征介乎疲劳与静载断裂之间,微观断口上的疲劳条带减少甚至消失,产生

大量静载断裂形貌,例如韧窝(dimple)、沿晶断裂和解理。

4. 低 ΔK 值区的疲劳裂纹扩展

图9中低 ΔK 值的A区又称为近坎区。对于钢, ΔK 值低于10—20兆牛顿/米^{3/2}, da/dN 小于 10^{-5} 毫米/循环。A区的扩展速率曲线以疲劳裂纹扩展门坎值 ΔK_{th} 为渐近线。

近坎区疲劳扩展机制是不连续扩展机制。在每次循环中,裂纹前沿不是整体地向前推进,而仅仅是其个别的小段向前推进,在下次循环中另一些小段再向前推进。 ΔK 值越低,则每次循环中扩展的小段越少。由于 ΔK 值很低,裂纹尖端可逆塑性区直径 $d_c = (\Delta K)^2 / 12\pi\sigma_f^2$ 很小,只包含几个晶粒。因而裂纹尖端的循环滑移诱发沿晶界裂纹扩展或沿某一晶体学平面扩展。在碳钢和合金结构钢中,常为沿晶界扩展,形成沿晶界小面的断口形貌。在铝合金、镍合金和钛合金中,形成穿晶解理小面的断口形貌。面心立方金属的解理小面为 $\{111\}$ 晶面,密排六方金属的解理小面为 $\{0001\}$ 晶面。由微束劳厄X射线技术和扫描电镜选区电子通道花样已经确定了多种金属材料近坎区疲劳裂纹扩展面的晶面指数^[9]。这种不连续的裂纹扩展机制对合金的显微组织(如晶粒尺寸)和环境都极其敏感。

5. 疲劳裂纹扩展门坎值 ΔK_{th}

疲劳裂纹扩展门坎值名义上指裂纹不扩展的上限应力强度因子范围,实际上取 $da/dN = 10^{-9}$ 米/循环时的 ΔK 值就可以了,但是必须由试验直接确定,外推法会造成显著的误差。 ΔK_{th} 值与试验的环境和循环应力比有关。

必须注意,疲劳裂纹扩展门坎值与疲劳强度极限两者有不同的物理本质,前者代表疲劳裂纹休止的临界条件,后者代表疲劳裂纹萌生和早期扩展的临界条件。

参 考 文 献

- [1] A. J. McEvily, *Metal Science*, 11 (1977), 274.
- [2] C. E. Feltner, C. Laird, *Acta Met.*, 15 (1967), 1633.

(下转第414页)