

低周疲劳表面裂纹演化进程分析

孙道恒¹, 孙训方², 刘先斌²

(1. 厦门大学机电工程系, 福建 厦门 361005;

2. 西南交通大学应用力学与工程系, 四川 成都 610031)

【摘要】 低周疲劳表面裂纹演化可能具有非线性动力学特征。对 1Cr18Ni9Ti 光滑试样进行了低周疲劳实验, 在对裂纹进行分类的基础上, 将裂纹演化划分为多裂纹相互作用和局域主裂纹控制两个阶段。从非线性动力学角度给出了短裂纹的新的定义。指出裂纹演化两个阶段对材料疲劳损伤破坏过程的贡献。

【关键词】 低周疲劳; 短裂纹; 非线性动力学; 分岔

中图分类号: TG115

文献标识码: A

Analysis of The ICF Surface Cracks Evolution

SUN Dao-heng¹, SUN Xun-fang², LIU Xian-bin²

(1. Dept. Of Electromechanical Engineering, Xiamen University, Xiamen 361005, China;

2. Dept. Of Applied mechanics and Engineering, Southwest Jiaotong Univesity, Chengdu 610031, China)

【Abstract】 There may be non-linear dynamic characteristics during the evolution of the surface Low-Cycle Fatigue (LCF) cracks system. After the LCF experiment on the smooth sample of 1Cr18Ni9Ti done, the viewpoint that the process of fatigue cracks evolution is composed of two phases is proposed. The two phases are named as the Multi-cracks Interaction (MI) and the Local Dominant-cracks Controlling (LDC). It can be seen from the statistical investigation that the traditional short crack evolution phase is essentially the MI, and is in disorder. It is the growth and coalescence of the local dominant cracks that induce the broken of material. The two phases in the fatigue cracks evolution are essentially the result of the non-equilibrium bifurcation of the system. It is a transition from disorder to order.

【Key words】 low cycle fatigue; short crack; non-linear dynamics; bifurcation

光滑表面试样或结构的疲劳损伤是多裂纹系统, 特别对于光滑试样的低周疲劳问题尤其显著。微观组织短裂纹弥散地萌生和发展, 单位面积上的裂纹数随载荷循环次数的增加而变化。试样表面是一多裂纹系统, 裂纹与微观结构、裂纹之间具有强烈的相互作用, 材料的损伤来源于全体裂纹的共同作用。

因此仅研究单条裂纹的行为具有很大的局限性。另一方面, 我们所称的主裂纹是采取逆序观察方法得到的, 实验观察可知, 试样表面的主裂纹并不总是最先萌生的, 也并不总是发展最快的。那么, 在众多的裂纹中, 主裂纹是如何形成的? 本文对 1Cr18Ni9Ti 光滑试样进行了低周疲劳实验, 通过实验观察与数

收稿日期: 2000-01-12

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(19572051)

作者简介: (1965—), 男, 博士, 副教授, 主要研究结构方法、疲劳损伤、机电系统。

据统计, 试图从非线性动力学的角度加以解释。

料的供货状态为无缝钢管经切制而成, 其化学成份如表 1 所示。力学性能如表 2 所示。

1 材料与实验

选用国产 1Cr18Ni9Ti 不锈钢作为试验材料。材

表 1 1Cr18Ni9Ti 不锈钢的化学成份(≤ Wt%)

C	Si	Mn	Cr	Ti	S	Ni	Fe
0.12	1.0	2.0	17.0~19.0	0.8	0.03	8.0~11.0	其余

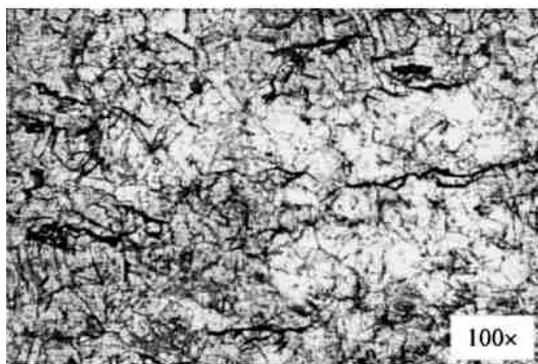
表 2 1Cr18Ni9Ti 不锈钢的力学性能

弹性模量 E/MPa	规定非比例伸长应力 $\sigma_{0.2}$ /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ /%	断面收缩率 ψ /%
173000	303	612.4	63.7	53

试验采用漏斗形光滑试样, 经机械加工完成后, 对圆弧段进行抛光、侵蚀。1Cr18Ni9Ti 不锈钢材料的组织为奥氏体和条带状 δ 铁素体。奥氏体组织的平均晶粒直径为 $27\mu\text{m}$ 。

疲劳试验在 MTS 材料疲劳试验机上进行, 采用应力控制, 单轴拉压应力比为 $R = -1$, 加载频率 2.0Hz。试验环境为室温(17)、空气介质。采用复型方法将试样疲劳过程中表面状态的变化间断地复制下来, 然后将复型薄片放在光学显微镜下放大若干倍进行观察。取垂直于载荷方向、沿试样表面圆周方向量得的表面裂纹长度。

图 1 为加载水平 $\sigma_a = 400 \text{ Mpa}$ 时试样局部表面的裂纹分布。可见光滑试样低周疲劳的一个典型特点就是表面含有大量的裂纹。加载水平越高, 表面裂纹越多; 对于 1Cr18Ni9Ti 不锈钢, 随着疲劳过程的发展, 表面裂纹也在增加^[1]。



$\sigma_a = 400 \text{ MPa}$ (裂纹较多)

图 1 试样表面裂纹分布情况

2 表面裂纹的分类

文献[2]对表面裂纹长度的分布随循环数的增加而变化进行了统计, 但仍然很难清楚地看出各裂纹在其中的作用。T. Magnin 等^[3]在实验观察的基础上, 根据裂纹的行为特性和裂纹长度的不同, 将两种不锈钢材料光滑试样表面疲劳裂纹分别分成四种类型; 并据此将疲劳裂纹的演化划分为四个阶段, 给出了各阶段所占的寿命分数, 还分析了各类裂纹在各阶段的作用。将表面裂纹分成不同的类型是非常有意义的, 它不仅有利于深刻认识疲劳损伤演化进程, 还有利于对疲劳过程裂纹形核率的认识。

根据显微观察结果, 按照类似于 T. Magnin 的分类方法将 1Cr18Ni9Ti 光滑试样低周疲劳裂纹分成: (1) Type : $2a < 25\mu\text{m}$, 为 1Cr18Ni9Ti 不锈钢材料的平均晶粒尺寸; (2) Type : $25\mu\text{m} < 2a < 75\mu\text{m}$; (3) Type : $75\mu\text{m} < 2a < 250\mu\text{m}$; (4) Type : $250\mu\text{m} < 2a$ 。可以认为, 型裂纹基本上是由于滑移等原因而造成的裂纹形核, 一般不会超过所在的晶粒, 它们也可以被当作细观尺度上的损伤基本单元。显微观察结果显示, 型裂纹一般由型裂纹的晶体学扩展形成的; 型裂纹通过型裂纹的扩展或型与型裂纹的合并而成。图 2(a)、(b) 分别给出了两种应力幅下各类裂纹数量随寿命分数的变化。由图可以看出, 、 、型裂纹在试样总寿命的 50% 前均已出现, 且加载水平越高, 这些裂纹出现得越早; 随后, 这些裂纹的数量迅速增加。而型裂纹

3 疲劳裂纹演化的两个阶段

光滑试样低周疲劳损伤过程可以划分为两个阶段: (1) 多裂纹相互作用阶段; (2) 局域主裂纹控制阶段。从试验结果和对上述四类裂纹的分析可以看出, 虽然 I、II、III 型裂纹的行为各具特点, 但它们都没有挣脱周围多裂纹对其的强烈影响, 因此把它们作为疲劳裂纹演化的一个阶段。这一点有别于 T. Magnin 等^[3]的做法。

低周疲劳裂纹演化的两个阶段是以局域主裂纹的出现来界定的。在光滑试样的疲劳损伤过程中, 在试样表面出现裂纹以后的很长一段时间内, 没有明显的主裂纹。这种现象已经被很多试验结果所证实^{[3], [5-8]}, 它不仅存在于低周疲劳^[9], 高周疲劳也表现出这样的特点^[10-11]。通常所说的主裂纹实际上是通过逆序观察(或称反演法)得到的, 从而对其扩展速率进行描述。实际上, 在裂纹演化初期, 这条“主裂纹”并不起主导作用; 而是所有裂纹共同参与, 相互作用; 各裂纹的行为由其周围局部区域的裂纹的相互作用来决定, 按裂纹演化顺序观察, 不能确定哪一条裂纹占主导地位。随着损伤演化的进行, 存在两种情况使某些裂纹发展成为试样表面局部主裂纹: (1) 少数裂纹快速扩展, 其他裂纹扩展相对较慢或停止; (2) 一些裂纹通过合并成为一条, 其长度发生突然变化。对于低周疲劳, 主要通过几个裂纹的合并形成主裂纹。

根据显微观察, 对于低周疲劳局域主裂纹定义为: 在疲劳裂纹演化过程中, 某几个裂纹的长度发生突变, 突变后的裂纹长度远大于其他裂纹。这样的局域主裂纹一般有几条, 如图 2(a)、(b) 中 Type I。试样的最终破断正是由于这几条裂纹的扩展与连接而造成的。

图 3(a)、(b) 分别给出了局域主裂纹出现时(初

出现得较晚, 两种应力水平下, 这类裂纹均出现在试样总寿命的 80% 左右。I 型裂纹主要是通过 II 型裂纹的自身扩展及相互合并形成的。虽然 II、III 型裂纹较多, 数量增加也很快, 但 I 型裂纹却很少, 一般只有几个, 裂纹数量的增加也很慢。试样的最终破断正是由 I 型裂纹的扩展与合并导致的。在疲劳损伤过程中, 上述不同尺度下裂纹间的合并可能是裂纹路径具有分形特征^[4, 19]——自相似性的重要原因。

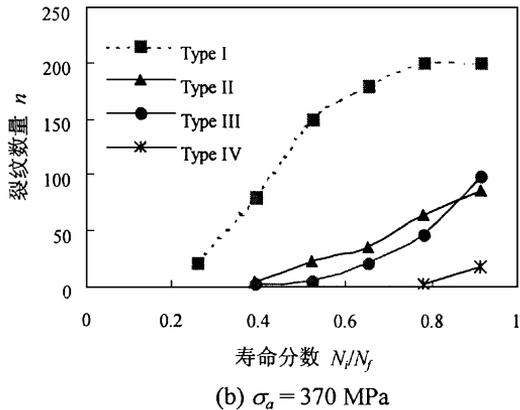
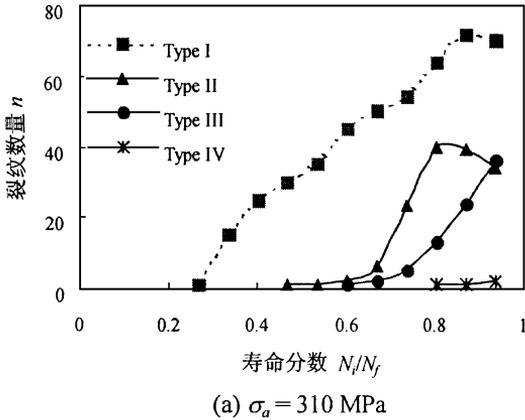


图 2 试样表面各类裂纹的变化

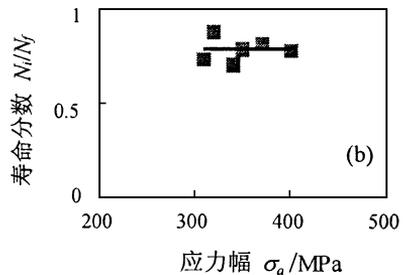
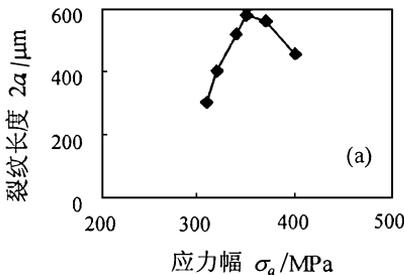


图 3 局域主裂纹出现时裂纹长度、寿命分数随加载水平的变化

始局域主裂纹)的裂纹长度、寿命分数随加载水平的变化。初始局域主裂纹长度随应力幅的增加而增大,随后呈减小的趋势。提高加载水平,裂纹扩展驱动力加大,试样表面裂纹密度增大。这样,一方面使裂纹合并的机会增多,但另一方面,表面裂纹密度过高,裂纹间干涉、屏蔽作用加强,使得裂纹扩展阻力加大,合并更加困难。这可能是造成图 3(a)所示初始局域主裂纹长度变化的原因。有趣的是虽然初始局域主裂纹长度随加载水平的变化而变化,但出现初始局域主裂纹的寿命分数均在 80% 左右,初始局域主裂纹的长度在 $600\mu\text{m}$ 以下。这正是传统意义上的疲劳短裂纹演化阶段所占的寿命分数^[12, 13]和裂纹长度范围。因此,可以认为,疲劳短裂纹演化阶段实质上是多裂纹的强相互作用阶段。这相当于从一个新的角度给疲劳短裂纹的一个新的定义。

多裂纹相互作用的概念应该具有更广泛的含义。在疲劳裂纹演化初期(Type I 裂纹出现之前),表现为 Type I 裂纹之间以及 Type I 裂纹与微观结构(如晶界、二相粒子边界等)之间的相互作用;脱离微观结构的影响后(Type II 裂纹出现后),主要表现为裂纹之间的相互作用。正是这些相互作用使得处于这一阶段的单个裂纹的行为表现出奇异性,因而不能用断裂力学的方法加以描述^[14, 15]。裂纹密度概念的引入注意到了多个裂纹对疲劳损伤的贡献,但反映的是试样的平均损伤程度,无法体现疲劳裂纹演化进程^[16, 17]。

试样的最终破断是由局域主裂纹的扩展及合并造成的。在局域主裂纹控制阶段,较短裂纹对疲劳损伤的作用大大减弱,局域主裂纹具有长裂纹的行为特性,可以用断裂力学方法加以描述。值得注意的是,对于不同的应力水平,局域主裂纹均出现在试样总寿命的 80% 左右,若在理论上将此处的突变行为分析清楚,在技术上能将此时的突变信号检测出,在工程应用上将具有重要的意义。

4 疲劳裂纹演化的非线性动力学解释

疲劳损伤系统是一个非线性耗能系统,疲劳裂纹的演化实质上是一非线性动力学过程。在细观尺度上,试样表面疲劳裂纹的形核位置、大小及数量均具有随机性质^[18],随后的裂纹发展也表现出很大的分散性^[15],表明疲劳损伤系统此时进入了无序状态。在此过程中,微裂纹与材料的微结构相互作用;

随着裂纹密度的增大,微裂纹之间也相互作用;材料、力学等局域特性严重影响各个微裂纹的发展。随着损伤系统的演化,裂纹密度、裂纹大小发生变化,系统的相关参数(如局域 $\Delta\sigma$)随之变化,当系统参数变化到某特定数值时,系统运动发生分岔,性质突变。表现为局域主裂纹的出现,使得随后的疲劳裂纹的演化由局域主裂纹控制。因此,疲劳裂纹的演化两个阶段实质上是系统内强非线性相互作用导致分岔的结果,由无序到有序的转变^[20];是损伤演化诱致突变^[21]的过程,疲劳损伤是多裂纹共同作用的结果,而最终破断是由少数几条裂纹决定的。这也正是疲劳损伤宏观局部化的力学机制。

至今为止,对短裂纹尚无公认的完备的定义。一般认为,不能用线弹性断裂力学方法描述的裂纹都可称为短裂纹。与长裂纹相比,短裂纹的发展表现出明显的“奇异”特性。关于短裂纹的长度范围,Miller^[22]认为,其下限就是金属表面的微观不平度或内部缺陷尺寸,无上限。从本文分析可以认为,短裂纹实质上对应于多裂纹相互作用阶段,是裂纹演化的一种运动形式。由于系统的无序运动,使得短裂纹行为表现出一些奇异特性。就短裂纹的长度来说,不仅有下限,也有上限,上限由裂纹演化两阶段的分岔条件决定;影响分岔条件的因素主要有材料的微观结构、载荷特性等。因此,不同的材料微结构、不同的加载特性,短裂纹具有不同的长度上限。看来,只有真正从动态过程的角度来研究,才能深刻地把握疲劳损伤的特征。多裂纹相互作用和局域主裂纹控制是疲劳裂纹系统演化过程的两种运动形式,局域主裂纹控制阶段是多裂纹相互作用、演化的直接结果,试样的最终破断是由少数的几个局域主裂纹造成的。忽视或轻视哪个阶段的作用、或将两阶段割裂开来研究都是不符合实际的。在疲劳短裂纹的研究中,过去一直到现在人们把主要精力集中于某条主裂纹(实际上通过逆序观察得到的)的演化、扩展速率的研究上,这是远远不够的。

5 结论

疲劳裂纹系统是远离平衡态的非线性动力系统,材料疲劳实验观测到的许多现象实际上是系统演化的结果,是系统不同运动形式的表现,可以用非线性动力学的概念加以解释。

(1) 疲劳裂纹演化由两个阶段组成,即多裂纹相互作用阶段和局域主裂纹控制阶段。两个阶段是以

局域主裂纹的出现来界定的。

(2) 短裂纹的上限实质上对应于疲劳裂纹系统演化的一个分岔点,从而使短裂纹的定义具有明确的物理意义。统计结果表明,多裂纹相互作用阶段在寿命和裂纹长度方面都与传统的短裂纹范围相当,因此可以认为,传统的短裂纹演化阶段实质上是多裂纹相互作用阶段,处于无序状态。局域主裂纹的扩展或连接导致材料的破坏,在局域主裂纹控制阶段,较短裂纹对疲劳损伤的作用大大减弱,局域主裂纹具有长裂纹的行为特性,可以用断裂力学方法加以描述。

(3) 疲劳裂纹的演化两个阶段实质上是系统内强非线性相互作用导致分岔的结果,由无序到有序的转变;是损伤演化诱致突变的过程。疲劳损伤是多裂纹共同作用的结果,而最终破断是由少数几条裂纹决定的。这也正是疲劳损伤宏观局部化的力学机制。

参 考 文 献

[1] 孙道恒,低周疲劳裂纹演化的实验研究与数值模拟. 博士后研究报告. 成都:西南交通大学,1999. 4

[2] 孙道恒,孙训方,金尧,刘先斌,陈虬,1Cr18Ni9Ti 疲劳裂纹群体演化特征的实验研究. 疲劳与断裂 [M]. 航空工业出版社,1998,389~394

[3] Magnin T, Coudreuse L, Lardon J M . , A quantitative approach to fatigue damage evolution in fcc and bcc stainless steels [J]. Scripta Metallurgica, 1985, 19: 1487 ~ 1490

[4] 谢和平,分形—岩石力学导论 [M]. 北京:科学出版社,1996

[5] Hoshide T, Yamada T, Fujimura S, Hayashi T . , Short crack growth and life prediction in low-cycle fatigue of smooth specimens [J]. Eng. Fract. Mech, 1985, 21(1): 85 ~ 101

[6] Ochi Y, Ishii A, Sasaki S K . , An experimental and statistical investigation of surface fatigue crack initiation and growth [J]. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct, 1985, 8(4): 327 ~ 339

[7] Parkins R N, Singh P M . , Stress corrosion crack coalescence [J]. Corrosion, 1990, 46(6): 485 ~ 499

[8] 乔宇,洪友士,短裂纹群体行为及疲劳寿命预测 [J].

力学进展, 1997, 27(4): 489 ~ 503

[9] 赵永翔,低周疲劳短裂纹行为与可靠性分析 [D]. 成都:西南交通大学博士学位论文,1998

[10] 吴志学,中碳结构钢疲劳损伤过程及短裂纹行为研究 [D]. 沈阳:东北大学博士学位论文,1996

[11] 吕文阁,疲劳短裂纹形成和扩展行为研究 [D]. 沈阳:东北大学博士学位论文,1997

[12] Tokgji , Ogawa T, Osako S. The growth of microstructurally small fatigue cracks in a ferritic-pearlitic steel [J]. Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. , 1988, 11(5): 331 ~ 342

[13] Nisitani H, Takao K I . , Significance of initiation, propagation and closure of microcracks in high cyclic fatigue of ductile metals [J]. Eng. Frac. Mech. , 1981, 15(3- 4): 445 ~ 456

[14] Miller K J . , The short crack problems [J]. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. , 1982, 5(3): 223 ~ 232

[15] Miller K J . , The behaviour of short fatigue cracks and their initiation [J]. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. , 1987, 10: 75 ~ 113

[16] Beretta S, Clerici P . , Microcrack Propagation and microstructural parameters of fatigue damage [J]. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. , 1996, 19(9): 1107 ~ 1115

[17] Suh C M, Lee J J, Kang Y G . , Fatigue microcracks in type 304 stainless steel at elevated temperature [J]. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. , 1990, 12: 487 ~ 496

[18] Ma B T, Laird C . , Overview of fatigue behaviour in copper single crystals - , [J]. Acta metallurgica, 1989b(37), 325- 348.

[19] 卢春生,白以龙,材料损伤断裂中的分形行为 [J]. 力学进展, 1990, 20(4): 168 ~ 177

[20] Brechet Y, Magnin T, Sornette . , The Coffin-Manson law as a consequence of the statistical nature of the LCF surface damage [J]. Acta Metall. Mater. , 1992, 40(9): 2281 ~ 2287

[21] 夏蒙葵,韩闻生,柯孚久,白以龙,统计细观损伤力学和损伤演化诱致突变 [J]. 力学进展, 1995, 25: 1 ~ 40, 145 ~ 173

[22] Miller K J . , The behaviour of fatigue cracks and their initiation Part , [J]. Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. , 1987, 10: 75 ~ 91, 93 ~ 113