学校代号\_\_\_\_10532
 学 号\_\_\_\_B08021032

 分类号\_\_\_\_TH113; O327
 密 级\_\_\_\_\_公开



# 博士学位论文

# 疲劳耗散能及其在疲劳性能快速预测 中的应用研究

学位申请人姓名	李源
培 养 单 位	机械与运载工程学院
导师姓名及职称	韩旭 教授
学科专业	机械工程
研究方向	疲劳与可靠性设计
论 文 提 交 日 期	2013年09月20日

学校代号: 10532

- 学 号: B08021032
- **密 级**:公开

# 湖南大学博士学位论文

# 疲劳耗散能及其在疲劳性能快速预测 中的应用研究

学位申请人姓名:	李源
导师姓名及职称:	韩旭 教授
<u>培 养 单 位:</u>	机械与运载工程学院
专业名称:	机械工程
论 文 提 交 日 期:	2013年09月20日
论 文 答 辩 日 期 <u>.</u>	2013年11月26日
答辩委员会主席:	龚金科 教授

# Study on fatigue dissipated energy and its application to rapid prediction of fatigue properties

by

#### LI Yuan

B.E. (National University of Defense Technology) 2003

M.S. (National University of Defense Technology) 2005

A dissertation submitted in partial satisfaction of the

Requirements for the degree of

Doctor of Engineering

in

Mechanical Engineering

in the

Graduate School

of

Hunan University

Supervisor

Professor HAN Xu

September, 2013

#### 摘要

通过传统的疲劳试验方法得到准确的高周疲劳参数,往往耗费大量的费用和时间。若干年来,探讨缩短试验时间、减少试验成本的快速预测高周疲劳性能的理论和实验方法,一直是研究人员关注的热点问题。能量方法是快速预测疲劳性能的一种重要手段,但现有方法在高周疲劳耗散能准确计算、宏观耗散能与内部微结构演化关系及储能测量等方面仍存在很多瓶颈和难点问题。为此,本文力求在基于耗散能的快速预测金属疲劳性能方法上做出一些较有价值的尝试和探索。首先针对高周疲劳过程中的微热变化,提出一种疲劳耗散能计算方法;其次,研究疲劳过程中宏观耗散能与内部微结构演化关系;最后,构建基于稳态耗散能和初始瞬态耗散能的疲劳性能快速预测方法。主要研究工作如下:

(1)提出一种基于红外热像技术的疲劳耗散能计算方法。在热力学框架下,基 于薄板假设,建立疲劳载荷下的材料的热传导方程。运用非接触式的红外热像技术 和电液伺服疲劳实验机,构建一套观测疲劳微热变化的红外疲劳实验系统。通过设 置参考试样和隔热装置以降低环境噪声的影响,分离出导致局部温升变化的耗散 源、热弹性源和热辐射源,并推导出单循环疲劳耗散能计算公式及检测门限,最后 通过实例验证耗散能计算方法的可行性和准确性。

(2)通过不同载荷历程下的疲劳耗散能实验,验证了宏观疲劳耗散能可作为表 征材料内部微结构演化的标识。基于疲劳过程中的能量平衡方程,推导出初始瞬态 和稳定能量耗散阶段疲劳耗散能、塑性应变能和储能的理论计算方法,分析弹性迟 滞区间内耗散能和塑性应变能的变化规律。通过全面对比分析拉伸损伤和疲劳损伤 前后耗散能变化规律,可知宏观疲劳耗散能与内部微结构演化密切相关,可作为疲 劳损伤评估的一个敏感指标,并应用于等变幅疲劳损伤实时监测中。

(3)提出一种基于稳态耗散能的疲劳性能参数快速预测方法。当经历一定的疲劳寿命循环次数后,材料达到稳态能量耗散阶段后,内部微观结构演化达到准平衡态过程,单循环疲劳耗散能基本保持恒定。通过拟合对应不同疲劳载荷水平的稳态耗散能,提出预测疲劳极限的"单线法"和"双线法"。同时,拟合出疲劳耗散能-寿命曲线与应力-寿命曲线相同的规律,且耗散能-寿命曲线能够表征疲劳寿命的离散分布。推导出基于稳态耗散能的 Miner 累积损伤模型,将其用于预测剩余寿命预测和载荷次序效应研究中,所得结果与实验数据一致,具有较好的精度。

(4)研究基于初始瞬态耗散能的高周超高周疲劳性能参数预测方法。在疲劳初始瞬态能量耗散阶段,耗散能迅速增加并逐渐稳定,对应于材料的初始微塑性效应。通过实时监测不同疲劳载荷作用下初始瞬态耗散能变化规律,研究基于初始累

Π

积塑性耗散能的疲劳性能参数预测方法,所得疲劳极限与稳态耗散能方法及实验确定的疲劳极限相近;拟合的初始塑性耗散能-寿命曲线也呈现出与应力-寿命和稳态耗散能-寿命曲线相同的规律。最后,基于安定理论和 Dang-Van 疲劳准则,探索基于初始累积耗散能的超高周疲劳极限预测方法,具有一定的合理性。

关键词:疲劳耗散能;热力学理论;红外热像技术;微结构演化;金属疲劳性能; 快速预测方法

## Abstract

The conventional fatigue tests need lots of cost and time to obtain the accurate highcycle fatigue parameters. Therefore, the theoretical and experimental rapid prediction methods became the focus problem of the researchers. Energy theory is an important method for rapid prediction of fatigue properties. However, there are many bottlenecks and difficult problems in the existing methods, such as the computational accuracy of the highcycle fatigue dissipated energy, the relationship between the macro dissipated energy and the internal microstructure evolution and the stored energy measurements, etc. To this end, this dissertation aims to establish some valuable method to predict the fatigue properties in basis of dissipation energy computation. First, a dissipated energy computation method was proposed for the small thermal changes during high-cycle fatigue process. Secondly, the relationship between dissipation energy in macroscopic scale and the internal microstructure evolution in microscopic scale was studied during fatigue process. Finally, two rapid prediction methods of high-cycle fatigue properties were established based on stablestate dissipated energy and initial transient dissipated energy. The major research works of this dissertation are as follows:

(1) A fatigue dissipated energy computational technique for fatigue loadings based on infrared thermal imaging technology is developed. In the thermodynamics framework, a heat conduction equation was established under fatigue loadings based on thin-plane assumption. An infrared fatigue test system was set to observe the small thermal changes using the non-contact infrared thermal imaging technology and fatigue test machine. In the system, the environmental noise was reduced by setting the reference specimen and the thermal insulation equipment. The dissipation source, thermo-elastic source and thermal radiation source causing local temperature changes were isolated. A dissipated energy percycle computational equation then derived from the dissipation source, and the detection threshold was determined by dissipated energy measurements. The feasibility and accuracy of the dissipated energy computational technique was finally verified by a fatigue test.

(2) Through fatigue dissipated energy measurements under different load history, the macro-dissipated energy can be used as a marker of the internal microstructure evolution. Based on energy balance equation in fatigue process, the dissipated energy, plastic strain energy and stored energy per-cycle theoretical calculation method were developed under the initial transient and steady state stages. The variation of dissipated energy and plastic

strain energy were analyzed in elastic hysteresis domain. Through a comprehensive comparative analysis of dissipated energy variations during tensile damage, fatigue damage the results show that the fatigue dissipated energy is closed related with the internal microstructure evolution, and it could be used as a sensitive indicator to fatigue damage assessment. Fially, the constant and variable amplitude fatigue damage was in-stiu monitored by fatigue dissipated energy.

(3) Based on the steady state dissipated energy, a rapid prediction method for fatigue properties was developed. After a certain number of fatigue lifetime cycles, the material reaches a steady state dissipation energy stage, and the internal microstructure evolution reached a quasi-equilibrium state. The dissipated energy was remained constant during fatigue process. "One curve method" and "dual curve method" of fatigue limit prediction were proposed by fitting dissipated energy under different levels of fatigue loadings in steady-state stage. Meanwhile, the dissipated energy versus lifetime curves derived shows the same rule with the stress versus lifetime curve, and the dissipated energy versus lifetime. A Miner's curvue was also characterized the discrete distribution of fatigue lifetime. The model was used to predict the residual lifetime and to study the load sequence effects. The results were consistent with the experimental data with good accracy.

(4) A high-cycle and very high-cycle fatigue lifetime prediction was studied considering with initial micro-plasticity effects. The dissipated energy per-cycle was rapidly increasing and then gradually stabilized, corresponding to the initial micro-plastic effects at the initial transient dissipated energy stage. Variations of the initial dissipated energy were monitored under different levels of fatigue loadings at the initial transient and steady state stages. A new prediction method was studied based on the initial plastic dissipated energy. The fatigue limit according to this method was close to the one predicted by the steady-state dissipated method and the experimental test. The initial plastic dissipated energy versus lifetime curve fitting was also similar to stress versus lifetime and steady-state dissipated energy versus lifetime curve. Based on the shakedown theory of plasticity and Dang-Van fatigue criteria, a new fatigue limit prediction method of very high-cycle fatigue was studied based on the initial cumulative dissipated energy. The experimental results proved that the method has certain rationality.

**Key Words:** Fatigue dissipated energy; Thermodynamic theory; Infrared thermal imaging technology; Microstructure evolution; Metal fatigue properties; Rapid prediction method

V

目 录

学	立论文原创性声明和学位论文版权使用授权书	I
摘	要	II
Ab	stract	. IV
第	1章 绪论	1
	1.1. 研究背景及意义	1
	1.2. 疲劳过程中的能量耗散机理	3
	1.3. 疲劳耗散能在疲劳性能预测中的应用研究概述	7
	1.4. 目前存在的主要问题	. 15
	1.5. 主要研究内容	. 16
第	2章 基于红外热像技术的疲劳耗散能计算方法	18
	2.1. 引言	. 18
	2.2. 疲劳热传导基本模型	. 18
	2.2.1. 与疲劳相关的热力学基本定律	. 18
	2.2.2. 疲劳热传导方程	. 21
	2.2.3. 热弹性效应	. 22
	2.3. 疲劳耗散能算法	. 24
	2.3.1. 红外疲劳实验平台	. 24
	2.3.2. 疲劳载荷下的热传导方程	. 26
	2.3.3. 热传导方程简化	. 28
	2.3.4. 热弹性源和耗散源求解	. 30
	2.3.5. 耗散能计算	. 31
	2.4. 疲劳耗散能计算实例	. 33
	2.4.1. 实验材料及方法	. 33
	2.4.2. 热力学常数计算	. 34
	2.4.3. 检测门限计算	. 35
	2.4.4. 实验验证	. 37
	2.5. 本章小结	. 39
第	3章 疲劳过程中耗散能与微结构演化关系研究	40
-	3.1. 引言	. 40
	3.2. 疲劳过程中耗散能变化规律	. 40
	3.2.1. 耗散能的理论计算	. 40

	3.2.2. 疲劳实验方法	. 42
	3.2.3. 结果与讨论	. 45
	3.3. 不同微结构演化过程中耗散能变化规律	. 51
	3.3.1. 拉伸损伤实验	. 51
	3.3.2. 疲劳损伤实验	. 52
	3.4. 疲劳耗散能在疲劳损伤监测中的应用	. 56
	3.4.1. 等幅疲劳实验	. 56
	3.4.2. 变幅疲劳实验	. 57
	3.5. 本章小结	. 59
第	4章 基于稳态耗散能的疲劳性能快速预测方法研究	. 60
	4.1. 引言	. 60
	4.2. 稳态耗散能变化规律	. 60
	4.2.1. 稳态耗散能计算	. 60
	4.2.2. 实验方法	. 61
	4.2.3. 结果与讨论	. 63
	4.3. 疲劳参数预测方法及模型	. 65
	4.3.1. 快速预测疲劳极限	. 65
	4.3.2. 基于稳态耗散能的耗散能-寿命曲线	. 66
	4.3.3. 基于疲劳耗散能的 Miner 累积损伤模型	. 68
	4.4. 疲劳参数预测模型的应用	. 70
	4.4.1. 剩余寿命预测	. 70
	4.4.2. 载荷次序效应研究	.72
	4.5. 本章小结	.75
第	5章 初始瞬态耗散能在疲劳性能预测中的应用	. 76
	5.1. 引言	.76
	5.2. 初始瞬态耗散能变化规律	.76
	5.2.1. 初始塑性耗散能计算	.76
	5.2.2. 实验方法	.77
	5.2.3. 结果分析	. 78
	5.3. 疲劳参数预测方法及模型	. 80
	5.3.1. 疲劳极限快速预测	. 80
	5.3.2. 塑性耗散能-寿命曲线	. 81
	5.4. 超高周安定疲劳极限预测方法	. 82
	5.4.1. 安定疲劳极限定义	. 82
	5.4.2. 实验方法	. 85

4.3. 结果分析	
本章小结	
ξ望	
£	93
(攻读学位期间所发表的学术论文目录)	107
(攻读学位期间所参加的科研项目)	
(疲劳载荷下耗散能变化规律)	
	<ul> <li>4.3. 结果分析本章小结</li></ul>

# 插图索引

冬	1.1 单向弯曲疲劳载荷下断口	4
冬	1.2 偏心旋转弯曲疲劳载荷下断口	4
图	1.3 不同材料变形行为下循环应力应变迟滞回线图	6
图	1.4 材料试样的局部温度变化	7
图	1.5 循环扭转下铝管试样温升	8
图	1.6 不同应力水平下的局部温升	8
图	1.7 luong 法确定疲劳极限	9
图	1.8 Risitano 法确定疲劳极限	9
冬	<b>1.9</b> 极限能量 <b>Φ</b> 确定方法1	0
图	1.10 Risitano 法确定 S – N 曲线1	0
图	1.11 Doudard 实验方法1	1
图	1.12 Amiri 实验方法1	1
图	1.13 Chrysochoos 实验方法1	13
图	1.14 Meneghetti 实验方法1	13
冬	2.1 试样表面温度变化(DP600 双相钢, $\sigma_{max} = 250 \text{ MPa}$ )	23
图	2.2 红外疲劳实验平台	25
图	2.3 隔热装置与参考试样 2	26
图	2.4 单个循环内疲劳耗散能计算方法	32
图	2.5 疲劳试样的几何形状	33
图	2.6 316L 不锈钢与 DP600 双相钢的拉伸试验曲线	34
图	2.7 时间常数的测定方法(DP600 双相钢)3	34
图	2.8 真实疲劳耗散能与实验疲劳耗散能误差	35
图	2.9 单循环疲劳耗散能噪声分析	36
图	2.10 累积疲劳耗散能的实验数据	36
图	2.11 受环境因素影响的耗散能	37
图	2.12 加载试样的局部温升曲线	38
冬	2.13 参考试样的局部温升曲线	38
图	2.14 去除热弹性效应的局部温升曲线	38
Б	215 单循环疲劳耗散能的变化曲线 3	20
图		59
<b>图</b>	3.1 SIGLAB 工作站	39 14

图 3.3 单循环塑性应变能计算方法	. 44
图 3.4 粘贴应变片前后试样的疲劳耗散能(316L 不锈钢)	. 45
图 3.5 不同能量耗散阶段的热像图	. 46
图 3.6 316L 不锈钢疲劳耗散能、塑性应变能实验结果	. 48
图 3.7 DP600 双相钢疲劳耗散能、塑性应变能实验结果	. 49
图 3.8 拉伸损伤前后材料塑性应变、耗散能变化规律(316L不锈钢)	. 52
图 3.9 拉伸损伤前后材料塑性应变、耗散能变化规律(DP600 双相钢)	. 52
图 3.10 DP600 双相钢疲劳损伤耗散能实验方案	. 54
图 3.11 316L 不锈钢疲劳损伤下的耗散能变化规律	. 54
图 3.12 316L 不锈钢疲劳损伤耗散能实验方案	. 55
图 3.13 DP600 双相钢疲劳损伤下的耗散能变化规律	. 55
图 3.14 铝合金 3003 在变形为 0.1mm 和 3mm 时 TEM 透镜下的微观形貌 <sup>[150]</sup>	. 56
图 3.15 等应力幅疲劳实验方案	. 57
图 3.16 等应力幅下疲劳耗散能变化规律	. 57
图 3.17 变应力幅疲劳实验方案	. 58
图 3.18 变应力幅下疲劳耗散能变化规律	. 58
图 4.1 高周疲劳实验方案	. 63
图 4.2 疲劳全过程的耗散能变化曲线	. 64
图 4.3 基于 Meneghti 法的疲劳耗散能变化曲线	. 64
图 4.4 高周疲劳极限预测方法	. 66
图 4.5 应力-疲劳寿命(S-N)曲线	. 67
图 4.6 疲劳耗散能-疲劳寿命曲线	. 67
图 4.7 同一载荷水平下疲劳耗散能与疲劳寿命关系	. 68
图 4.8 高周疲劳局部温升与疲劳寿命间的关系曲线	. 69
图 4.9 三应力水平疲劳实验方案	. 71
图 4.10 三应力水平下疲劳耗散能变化规律	. 71
图 4.11 低-高与高-低二级疲劳加载实验方案	. 73
图 4.12 低-高与高-低二级疲劳加载耗散能变化规律	. 74
图 4.13 基于耗散能法与传统法的累积损伤对比	. 75
图 5.1 初始塑性耗散能计算方法(5s, 70次循环)	. 77
图 5.2 初始瞬态能量耗散阶段耗散能变化曲线(一)	. 79
图 5.3 初始瞬态能量耗散阶段耗散能变化曲线(二)	. 79
图 5.4 初始瞬态能量耗散阶段耗散能变化曲线(三)	. 79
图 5.5 初始瞬态能量耗散阶段耗散能变化曲线(四)	. 80
图 5.6 初始塑性耗散能和粘弹性耗散能对比图	. 80

图 5.7 基于初始塑性疲劳耗散能的疲劳极限预测方法	81
图 5.8 初始塑性疲劳耗散能-疲劳寿命曲线	82
图 5.9 同一应力水平下的初始塑性疲劳耗散能变化规律图	82
图 5.10 超高周疲劳过程的温升曲线	83
图 5.11 弹塑性材料在循环载荷下的安定(Shakedown)行为	84
图 5.12 高周疲劳裂纹源图	85
图 5.13 超高周疲劳的典型鱼眼图	85
图 5.14 316L 不锈钢的初始局部温升变化曲线	87
图 5.15 初始累积疲劳耗散能变化规律	88

# 附表索引

表 2.1	316L 不锈钢和 DP600 双相钢的化学成分(%)	33
表 2.2	316L 和 DP600 的热力学参数(20°C)	33
表 2.3	316L 和 DP600 的力学参数	33
表 2.4	316L 和 DP600 的疲劳耗散能检测门限	36
表 3.1	疲劳加载实验方案	43
表 4.1	高周疲劳实验及疲劳耗散能数据	63
表 4.2	三应力水平疲劳实验及耗散能数据	72
表 4.3	不同方法的剩余寿命预测精度对比	72
表 4.4	低-高与高-低二级疲劳加载实验结果	74
表 5.1	初始瞬态能量耗散阶段内疲劳及耗散能实验数据	78
表 5.2	不同方法预测出的疲劳极限精度对比	81
表 5.3	超高周疲劳极限预测实验方案	86

# 主要符号索引

$W_m(t)$	总机械功	Е	总应变
$E_{d_1}(t)$	耗散能	${\cal E}_{e}$	弹性应变
$E_{st}(t)$	储能	${\cal E}_{ir}$	非弹性应变
$W_{ve}(t)$	粘弹性应变能	$\sigma$	总应力
$W_p(t)$	塑性应变能	$\sigma_{_e}$	弹性应力
$\sigma_{_{XX}}(t)$	疲劳载荷	$\sigma_{_{ir}}$	非弹性应力
$\mathcal{E}_{xx}(t)$	疲劳总应变	Т	系统温度
$\mathcal{E}_{xx}^{p}(t)$	疲劳塑性应变	$T_0$	系统初始温度
$\mathcal{E}_{xx}^{ve}(t)$	疲劳粘弹性应变	$\sigma_{_a}$	疲劳应力幅值
$t_f$	疲劳循环周期	$\sigma_{\scriptscriptstyle m}$	疲劳平均应力
$d_1(t)$	耗散源	$\sigma_{\scriptscriptstyle  m max}$	最大疲劳应力
$S_{th}$	热弹性源	$\sigma_{\scriptscriptstyle{ m min}}$	最小疲劳应力
r	热辐射源	$\mathcal{E}_{\max}$	最大疲劳应变
θ	试样表面温度变化	${\cal E}_{ m min}$	最小疲劳应变
$ heta_{d_1}$	耗散源引起的温度变化	f	疲劳加载频率
$ heta_{{}^{th}}$	热弹性源引起的温度变化	$R_{\sigma}$	疲劳循环应力比
ρ	材料密度	M	黑体总辐射度
Ε	热力学定律的储量	$\sigma_{_e}$	Boltzmann 常数
Κ	热力学定律的动能	λ	波长
$P_{e}$	系统外部机械功	${\cal E}_m$	表面发射率
Q	热力学定律的总热量	h	热对流系数
V	热力学定律的速度	$\Omega_{_{zou}}$	加载试样标定区域
е	热力学定律的内能系数	$\Omega_{\!r\!e\!f}$	加载试样标定区域
$\vec{T}$	面上作用力	$T_{zou}$	加载试样区域温度
$\overrightarrow{f_v}$	体上作用力	$T_{ref}$	参考试样区域温度
$r_{ ho}$	单位体积热能密度	$T_{zou}^{air}$	加载试样环境温度
$\vec{q}$	热流量	$T_{\it ref}^{\it air}$	参考试样环境温度
$\alpha_i, \alpha_j$	热力学状态变量	$\Delta_2$	二维 Laplace 算子
S	热力学系统的熵	$ au_{\scriptscriptstyle th}^{\scriptscriptstyle 2D}$	二维时间热常数
Ψ	自由能密度函数	$ au_{\scriptscriptstyle th}^{\scriptscriptstyle 1D}$	一维时间热常数
С	比热容	$E^i_{d_1}$	第i循环疲劳耗散能
$\overrightarrow{F}$	试样加载轴向力	$E^m_{d_1}$	单循环疲劳耗散能
S <sub>cross</sub>	试样截面积	$E^c_{d_1}$	累积疲劳耗散能

## 第1章 绪论

#### 1.1. 研究背景及意义

工程实际使用的材料或结构等在疲劳载荷作用下,某一点或某些点承受扰动应 力,且在足够多的循环扰动作用之后,萌生裂纹、裂纹逐步扩展至完全断裂的局部 的、永久结构变化的发展过程称为疲劳。汽车、动力机械、工程机械、船舶、冶 金、化工、石油等机械的主要零件或构件,大多在交替变换的疲劳载荷下工作,疲 劳是其主要的失效形式。据统计,由于疲劳破坏导致工程构件失效的事故占总事故 比例的 70%以上。材料、零件或构件的疲劳失效和抗疲劳设计问题一直是国内外学 者和工程界研究和关心的热点课题。

从英国的 Braithwaite 教授在 1845 年的论文中正式提出"疲劳"一词至今<sup>[1]</sup>,材料的疲劳研究已有一百七十多年的历史,已逐渐成为一门重要的学科,深入到现代科学技术的各个领域,涉及材料科学、机械工程、力学、金属物理、应用数学、计算力学等多个学科<sup>[2]</sup>。金属疲劳研究的历史大体可划分为四个阶段,第一阶段,德国铁路工程师 Wohler 提出应力-寿命曲线(*S*-*N*曲线)的概念,通过实验确定了部分金属材料的疲劳极限。在此之后,各种因素影响下材料*S*-*N*曲线的研究不断补充进疲劳数据库,用于抗疲劳设计及寿命评估。第二阶段,Palmgren 和 Miner 推导出随机疲劳载荷下的线性疲劳累积损伤法则,为提高变幅载荷下的疲劳设计及损伤评估的精度,各种修正的 Miner 法则不断涌现,第三阶段,Manson 和 Coffin 提出基于应变的疲劳寿命评估方法,同时适用于高周和低周疲劳的寿命评估问题。第四阶段,Paris 和 Erdogan 得到裂纹扩展速率和应力强度因子的关系,定义了应力强度因子的门槛值,将疲劳与断裂问题联系起来。但自从 1963 年至今,金属疲劳研究中未出现新的疲劳理论。

由于疲劳破坏问题自身的复杂性和重要性,其研究总是综合了最先进的实验技术和最新的基础理论研究成果。每一次实验技术方面的突破,如金相显微镜、原子力显微镜、同步辐射光源、X 射线分析仪、电液伺服液压控制实验机、超声高频超高周疲劳实验机、红外热像技术等,都对宏观尺度上的疲劳研究起了巨大的推动作用,而基础理论研究的发展,如弹塑性力学、断裂力学、损伤力学、热力学、物理学、位错理论、位错动力学、动态塑性力学、耗散结构、非平衡热力学、分形几何学等学科研究手段则为疲劳在宏-微观多尺度上的深入研究提供了必要的理论基础。此外,近年在基础理论研究领域兴起的非平衡热力学理论、非线性科学、数值模拟

技术等也大大促进了疲劳研究的发展。但是,由于疲劳破坏问题的影响因素很复杂,加上材料自身的复杂性、多样性和不确定性,完整、系统的疲劳寿命预测理论 尚未形成,疲劳研究者还只能从各自对疲劳的理解和工程实际需要开展研究工作。

材料在疲劳破坏前所经历的疲劳循环次数为疲劳寿命。根据应力循环数分为高 周疲劳和低周疲劳。低周疲劳承受的疲劳载荷水平较高,通常接近或超过屈服极 限,断裂前的疲劳循环次数一般少于 10<sup>4</sup>-10<sup>5</sup>次,且每次疲劳循环过程中都产生塑性 变形。高周疲劳是指材料承受的疲劳载荷水平低于屈服极限,断裂前的疲劳循环次 数大于 10<sup>5[3]</sup>。工程领域的疲劳研究最关注的问题是高周疲劳寿命估算,包括结构预 期服役寿命预测和剩余寿命的评估,而材料本身的疲劳强度和疲劳寿命等疲劳性能 则又是计算、分析结构或机械疲劳性能的基础和前提。可以说,没有可靠的材料疲 劳性能参数数据或曲线,用现行的疲劳分析软件(如 MSC.Fatigue, nCode 等)来分 析和预测材料或结构的疲劳极限或剩余寿命,其结果的可靠性值得商榷。

由于传统抗疲劳设计是基于安全系数的静强度设计,金属材料手册中一般只能 查到抗拉强度 $\sigma_b$ 、屈服极限 $\sigma_s$ 、伸长率 $\delta$ 、断面收缩率 $\psi$ 、冲击韧度 $a_k$ 等材料性能 参数,难以查到疲劳极限、S-N曲线等疲劳性能参数<sup>[4]</sup>。上世纪八十年代,为适应 工业生产的需要,航空工业部和机械工业部组织人员,通过大量的疲劳实验,测定 了常用国产钢材和铝合金材料的疲劳极限、S-N曲线、概率P-S-N曲线等疲劳 性能数据,使常规疲劳强度设计的无限寿命设计和有限寿命设计中的寿命估算成为 可能。随着科学技术的发展,现代工业需要更多的材料疲劳试验数据,同时对疲劳 寿命的准确估算提出更高、更严格的要求。通过传统的疲劳试验方法获取疲劳性能 参数,往往需耗费大量的费用和时间。如测定高周疲劳极限的多幅测定法(要求至 少 50 个试样)或升降法(要求至少 13 个试样,一般为 30 个);确定S-N曲线的 成组试验法,通常需要在每级(至少 4-5 级)应力水平下使用一组(一般需 6-10 个)试样,连续实验 2-3 周的时间<sup>[5, 6]</sup>。因此,在满足比较准确地确定材料疲劳极 限、S-N曲线等疲劳性能参数的前提下,展开缩短试验时间、减少试验成本的快速 预测疲劳参数方法的研究是非常必要的,对金属材料疲劳破坏机理进行深入探讨也 非常重要<sup>[7]</sup>。

从疲劳破坏机理来看,材料或结构疲劳破坏过程分为裂纹起始或萌生、裂纹稳 定扩展和裂纹失稳扩展(断裂)三个阶段。在外部疲劳载荷应力的作用下,经历相 当长的循环次数后,材料内部萌生小的裂纹,继续扩展成宏观裂纹,裂纹再继续扩 大最终导致材料的失效。材料或结构的疲劳损伤过程与其内部显微组织(位错密 度、孔隙、点阵缺陷密度及分布等)的运动和演化状态密切相关。从位错理论角度 来看,随着疲劳载荷带来的外部机械功的不断增加,材料内部逐渐出现位错或导致 位错的重新排列,使得材料内部出现一些特殊的微观结构,如 PSP、滑移面<sup>[8,9]</sup>等。 从能量角度看,疲劳过程是一个复杂的能量耗散过程,Bauschinger 效应和迟滞现象

都证明了疲劳损伤演化过程是一个存在着能量耗散的非平衡热力学过程。疲劳损伤 的演化过程是机械能转变为热能、储能、弹塑性应变能和滞弹性内耗等其它形式的 能量的过程,其中绝大部分能量以热能的形式释放,其宏观表现是材料或结构表面 温度场的变化。疲劳能量耗散理论从机械能耗散阶段发展到热能耗散阶段,研究手 段也从单纯的力学方法发展至以热力耦合方法为核心,集力学、材料学、传热学、 动力学等多学科交叉的研究手段。

疲劳损伤的产生、累积和破坏都与疲劳过程中能量的吸收、耗散等密切相关。 能量控制疲劳过程中材料的稳定性和过程的进展,运用能量的观点可以分析疲劳损 伤过程中的能量耗散和微结构演化的问题。能量耗散更能反映疲劳现象的不可逆热 力学本质,因此能量方法已成为目前快速预测疲劳性能和疲劳机理研究的一种重要 手段,可以大大节省人力、物力和时间,对其进行深入研究具有重要的实际意义和 广泛的应用前景。

#### 1.2. 疲劳过程中的能量耗散机理

材料学研究揭示,由于制造过程中存在不可避免的缺陷,在疲劳载荷作用下, 材料或结构一开始使用,就进入了疲劳的"发展过程"。所谓裂纹萌生和扩展,是这 一发展过程中不断形成的损伤累积的结果,最后的断裂标志着疲劳过程的终结。

1903 年, Humfrey 和 Ewing 在显微镜下观测疲劳试验后试样表面循环损伤状况 后指出:在疲劳损伤后多晶材料的许多晶粒产生滑移带,这些滑移带在形变的过程 中会逐渐变宽并导致裂纹的形成<sup>[10]</sup>。随着现代微观测量实验技术的发展,在多个尺 度下的揭示材料内部微观行为,对疲劳机理的研究起了巨大的推动作用。

与静强度失效不同,疲劳失效具有低应力性,在疲劳载荷的最大值远低于材料 的强度极限,甚至低于材料屈服极限的情况下,只要载荷作用次数足够多,就可能 导致疲劳。疲劳全过程一般分为裂纹萌生、裂纹扩展及失稳断裂三个阶段,疲劳寿 命由裂纹萌生、裂纹扩展和失稳断裂寿命组成。实际情况中,疲劳寿命受到载荷特 性(应力状态、循环特性、高频效应、残余应力等)、试样的几何形状(缺口应力 集中、尺寸大小)、材料种类、热处理状态、机械加工(如晶粒细化,缺陷增多; 表面淬火,强度增加,延性下降)、表面粗糙度、应力腐蚀等多个因素影响。

根据金属晶体理论<sup>[8, 11, 12]</sup>,金属材料是由许多晶格自由排列组成。这些晶格又 由许多内部的电子按照一定的规律组合而成,典型的有体心立方晶格、面心立方晶 格、密排六方晶格。晶格的排列是尽量平衡原子组合的能量,然而晶格总会有原子 的错位、替换、缺失等缺陷。位错就是指由晶格缺陷畸变导致晶体中某列或若干列 原子有规律的错排,是晶体原子排列的一种特殊组态。从金属材料疲劳失效宏观断 口特征中可表征出疲劳破坏的机理,如图 1.1 和图 1.2 所示。



图 1.1 单向弯曲疲劳载荷下断口 (①疲劳源区②疲劳裂纹扩展区③瞬断区)



图 1.2 偏心旋转弯曲疲劳载荷下断口 (断口边缘的棘轮状表明存在应力集中)

从能量的角度来看,位错密度增加会使位错间的耗散的能量增加,但位错间的 相互作用又使位错移动速度降低,同时影响耗散的能量大小。位错密度增加和位错 移动速度降低这两个效应同时发生,互相制约,仅通过测量耗散能的并不能同时区 分开这两种效应。同样,位错密度的增加会也导致储存在材料内部的能量(储能) 增加。但与此同时,储能的大小是由位错密度和位错之间的相互作用(空间的)两 方面来决定的,即使材料具有同样的位错密度,但也可能会得到不同的储能<sup>[13]</sup>。疲 劳载荷下,位错运动需要足够的疲劳载荷水平才能够产生,在位错运动的研究中面 临诸多难题,比如原子晶格间的抵抗力、位错网络、晶粒边界、多晶体等等<sup>[14]</sup>。比 如单晶体中存在的刃型位错(anchored dislocation),在剪平面上施加 Peierl-Nabarro 临界剪应力,使位错沿着滑移面向前移动。当这个剪应力增大到一个临界值后, Frank-Read 位错源产生,进而产生一个新的位错。值得注意的是,在上述情况下, 晶格重新弹性排列,一部分的耗散能储存在材料内部晶格中<sup>[15,16]</sup>。随着疲劳循环次 数的增加,位错不断增多,最终导致材料的失效。

疲劳的过程是一个准静态的复杂能量耗散过程,包含弹性应变能、塑性应变 能、粘弹性应变迟滞能、热耗散、储能、声发射、电、磁等,各种能量在疲劳损伤 中所起的作用也不同<sup>[17]</sup>。高周疲劳过程中,由于低应力循环作用导致弹性应变能产 生并储存在材料内部,外载荷的持续作用使弹性应变能在某时刻突然释放,使得微 结构中的原子振动,形成声发射(acoustic emission)。声发射的大小与塑性变形直 接相关,塑性变形达到一定程度才会使弹性应变能释放。在低周疲劳情况下,材料 微观组织发生完全不可逆的畸变,材料大部分进入塑性,塑性应变能是产生损伤的 主要原因。而在高周疲劳情况下,材料只在微观范围进入塑性,粘弹性迟滞能对疲 劳损伤起主要作用。疲劳过程中累积的塑性应变能,除了一部分由于材料微结构发 生不可逆变化消耗的能量之外,绝大部分由于内摩擦而转化为热能耗散,其它诸如 声发射、电、磁之类的能量耗散可以忽略<sup>[17]</sup>。

因此,对于理想弹塑性材料,在高周疲劳载荷作用下,单位体积内的单个循环*i* 内的机械功、耗散能和储能之间的关系可用如下能量平衡方程来表示:

$$W_m^i = E_d^i + E_{st}^i \tag{1.1}$$

其中, W<sup>*i*</sup><sub>*m*</sub>表示第*i*个循环内循环载荷输入的机械功, E<sup>*i*</sup><sub>*d*<sub>1</sub></sub>表示第*i*个循环内产生"自 热"温升和能量损失的耗散能, E<sup>*i*</sup><sub>*s*</sub>表示第*i*个循环内由位错运动等储存在材料内部的 能量(储能),其大小与材料的疲劳损伤直接相关。

(一) 机械功

外部载荷向系统输入的功属于机械功,包括弹性应变能、塑性应变能和粘弹性 应变能。弹性应变能对应材料晶格发生的可瞬间恢复的变形,塑性应变能对应晶体 一部分相对于另一部分的晶内剪切移动,使材料微结构发生不可逆的畸变,粘弹性 应变能对应于材料应变的迟滞效应,是与时间相关的可逆的变形。在疲劳载荷作用 下,材料单位体积的机械功W<sub>n</sub>(t)为,

$$W_m(t) = \int_{t-\frac{t_f}{2}}^{t+\frac{t_f}{2}} \sigma_{xx}(t) \frac{\partial \varepsilon_{xx}(t)}{\partial t} dt$$
(1.2)

其中, $t_f$ 表示循环周期, $\sigma_{xx}(t)$ 为疲劳载荷, $\varepsilon_{xx}(t)$ 为疲劳过程中的应变值,通过测量材料变形过程中应力和应变可计算出机械功。假定材料的机械功由材料粘弹性变形和塑性变形组成,若定义 $\varepsilon_{xx}^{ve}(t)$ 表示粘弹性应变, $\varepsilon_{xx}^{p}(t)$ 表示塑性应变,则材料的总应变 $\varepsilon_{xx}(t)$ 为:

$$\mathcal{E}_{xx}(t) = \mathcal{E}_{xx}^{ve}(t) + \mathcal{E}_{xx}^{p}(t)$$
(1.3)

而机械功(1.2)可表示为:

$$W_{m}(t) = W_{ve}(t) + W_{p}(t)$$
(1.4)

其中, W<sub>ve</sub>(t) 表示粘弹性应变能, 对应于可逆的机械功(宏观上无塑性变形):

$$W_{ve}(t) = \int_{t-\frac{t_f}{2}}^{t+\frac{t_f}{2}} \sigma_{xx}(t) \frac{\partial \mathcal{E}_{xx}^{ve}(t)}{\partial t} dt$$
(1.5)

W<sub>p</sub>(t)表示塑性应变能,对应于宏观塑性变形:

$$W_{p}(t) = \int_{t-\frac{t_{f}}{2}}^{t+\frac{t_{f}}{2}} \sigma_{xx}(t) \frac{\partial \mathcal{E}_{xx}^{p}(t)}{\partial t} dt$$
(1.6)

疲劳载荷作用下,机械功与疲劳过程中的循环应力应变迟滞回线包围的面积有 关,如图 1.3 所示。如果材料处在纯弹性变形区间,循环应力应变迟滞回线是一个 面积为零的闭合回环,此时微观位错不会发生移动,同时不会产生能量耗散。如果 材料在粘弹性变形区间,变形为可逆,循环迟滞回线是闭合的回环,微观位错运动 消耗机械功,同时导致能量耗散。如果材料在弹塑性变形区间,材料在高应力作用 下发生部分塑性变形,循环迟滞回线是开放的,循环过程中同时产生导致温度变化 的耗散能和导致材料的微观内部损伤的储能。





#### (二) 耗散能

在疲劳载荷的作用下,机械功转化为热耗散能,大量疲劳实验研究结果表明, 疲劳过程中有大量热能产生。在材料的不同部位,由于内部微结构缺陷和位错运动 的差异,材料各体积单元中产生的热耗散能不相等,使得材料在内部发生热传导并 且与外部环境产生热交换。

Atkins 在文献<sup>[19]</sup>中指出金属材料的温度由构成晶格的原子运动的程度来决定。 晶格结构的变形过程中产生大量的原子能,具体表现为:一是:在弹性应变(拉伸 或压缩)过程中,原子间距离的增加和减小产生大量的原子的动能。这种运动导致 热弹性效应(thermo-elastic coupling)出现。在宏观尺度层面表现为:拉伸实验过程 中试样温度降低;压缩过程中试验的温度升高。二是:Caillard 和 Martin 在文献<sup>[20]</sup> 中提出所谓内摩擦(internal friction),是指由于原子间隙的扩散(Snoek 效应)或 消减(Zener 效应)会导致晶格间出现局部缺陷,这种局部缺陷或位错的运动又导致 大量原子从其平衡态位置脱离,从而造成大量的耗散能积聚的现象。当原子回到原 有平衡位置是,晶格间快速释放的能量产生的声波导致原子的动能增加,从而使温 度升高。

Lemaitre 和 Chaboche 在文献<sup>[21]</sup>中指出,材料的应变行为所导致材料表面温度的 变化源于二个不同的机理:一是热弹性耦合源。在热力学理论中认为是可逆的,导 致温度在循环初始阶段随着载荷的作用产生像谐波一样的波动。这种现象也称为热 弹性耦合效应(thermo-elastic coupling),二是不可逆耗散源。由于微观结构晶格尺 度的改变(如位错移动、滑移、位错重组等)而导致,不可逆的材料塑性变形行为 使表面平均温度单调升高。因此,试样表面温度变化θ可表示为,

$$\theta = \theta_d + \theta_{d_t} \tag{1.7}$$

其中, θ<sub>d1</sub> 和 θ<sub>th</sub> 分别表示由耗散源和热弹性源导致的温度变化。图 1.4 表示 DP600 双相钢材料的温度场测量实验,可观测到的二种不同的温度变化现象,对应不同的 热耗散机理。



图 1.4 材料试样的局部温度变化[22]

若求解出能量平衡方程式(1.1)需要精确计算疲劳过程中的疲劳耗散能。在一个循环周期内对耗散源*d*<sub>1</sub>(*t*)积分,可得材料单位体积内的单循环疲劳耗散能:

$$E_{d_1}^{i}(t) = \int_{t-\frac{t_1}{2}}^{t+\frac{t_1}{2}} d_1(t)dt$$
(1.8)

其中, $t_f = 1/f$ 为第i个循环周次,通过测量疲劳过程中材料表面温度场可计算出耗散源 $d_1(t)$ 。

(三) 储能

储能是材料内部微观结构演化所需的能量,与疲劳损伤直接相关,具有更实际 的物理意义。从金属微结构稳定性的角度分析,疲劳过程中金属内部显微结构的变 化过程可以概括为:材料发生的塑性应变能使得内部微结构储存在原子内的自由能 升高,材料初始微结构的稳定性受到破坏,随着塑性变形的累积,材料位错、原子 间距等微结构发生变化,最终材料达到新的相对稳定阶段,这个现象为材料宏观尺 度上的循环硬化与软化效应<sup>[23]</sup>。

储能主要存储于材料内部晶体缺陷中,但也有约 3%与点阵畸变(弹性应变能) 有关。此外,各种晶体缺陷之间也会有复杂的影响及相互作用,引起微结构能量状 态改变,储能在金属疲劳中的变化与晶体缺陷的发展演化(位错应变能)密切相关 <sup>[23]</sup>。虽然现代实验技术取得很大进步,但从纯微观角度,直接通过实验来测量储能 值,研究晶体尺度下的能量场分布的难度极大,至今仍不太可行。

#### 1.3. 疲劳耗散能在疲劳性能预测中的应用研究概述

疲劳过程中的能量耗散导致试样局部温度升高,采用一定的手段表征温度的变 化,可以深入研究疲劳破坏机理。对于热传导率高的金属材料而言,通过测量疲劳 过程中材料试样标定区域内局部温升变化,以局部温升为疲劳损伤的评估指标,建

立局部温升值与疲劳性能参数之间的关系,成为快速预测疲劳性能参数的能量法领域内的研究热点<sup>[24]</sup>。

能量理论很早就被应用于疲劳研究中,早在 1853 年,Thomson 就曾在理论上证 明:承受载荷作用的固体体积的微量变化将引起微小的温度变化。1870 年,Tresca 第一次用文字详细记录了塑性变形过程中的生热现象。经过一百多年的发展,研究 人员开始以能量耗散为基础,从热力学的角度来解释疲劳破坏现象,疲劳过程中的 热耗散伴随着不可逆热力学过程而必然产生。1912 年,Hopkinson 和 Williams<sup>[25]</sup>用 灵敏度高的引伸计测量完全和准静态循环载荷下钢棒的长度变化,发现在弹性范围 内钢棒也会有微小的永久变形,根据同样试样承受疲劳载荷时的温度测量结果,他 们指出疲劳过程热耗散能量约占静态过程迟滞能的 80%。1925 年,Farren 和 Taylor<sup>[26]</sup>在试样的单调拉伸试验中发现了塑性应变能的重要性,他测量了准静态拉 伸试验过程中试样机械功的损耗,并通过大量实验得到不同材料耗散能与储能两部 分的比率关系。

为了精确测定温度的变化,热电偶在早期研究中得到广泛应用<sup>[27]</sup>。1962年, Dillon<sup>[28-30]</sup>运用热电偶最早观测了疲劳载荷作用下局部温度变化现象,他通过一系列 铜和铝管试样疲劳载荷下的扭转试验,观测到应力与应变的迟滞效应,在初始阶 段,随着循环次数的增加,材料的热耗散逐渐增加,试样表面出现持续的温升,如 图 1.5 所示。但遗憾的是 Dillon 并没有深入探讨疲劳载荷与试样局部温升之间的定 量关系。1980年,Stark<sup>[31]</sup>通过特别详尽的不锈钢和灰铸铁的实验研究,首次将高周 疲劳过程中试样的局部温升与疲劳极限联系起来,如图 1.6 所示。





图 1.6 不同应力水平下的局部温升[31]

他的研究指出:在不同疲劳载荷应力水平下,试样表面局部温升变化通常都会 经历三个阶段:第一阶段是初始温升阶段。此阶段试样与环境的温差很小,对流过 程中的热量损失少,大部分热量耗散用于提高试样的温度,试样表面平均温度变化 较快,这个阶段称为瞬态热耗散区域。第二阶段是温度稳定阶段。经历足够大的循 环次数后,试样表面平均温度值趋于稳定,其热量耗散与其和环境间的热量交换大

致相等,也称为热平衡区域。这个阶段称为稳态热耗散区域,对于大多数钢材料, 在该阶段中的温度变化很小。第三阶段是试样破坏前温度快速升高阶段。此阶段试 样耗散能快速增加,局部塑性变形出现,微观裂纹进入宏观扩展阶段。试样裂纹的 裂尖能量的快速释放,导致试样表面温度在很短时间内快速上升,这个阶段称为失 稳热耗散区域。Stark 研究的重要结论是:材料试样若在温升稳定阶段,如果疲劳载 荷应力在疲劳极限之下,则很难观察到温度变化,如果疲劳载荷应力在疲劳极限之 上,温度则会快速升高直至试样破坏。

20世纪 80 年代以来,伴随着光机电技术与数字信号处理技术的高速发展,先进 的红外热像系统的温度分辨率可达 0.001℃,大大提高了热像数据的精确度。红外热 像技术具有快速直观、非接触、热灵敏性高等特点,在测量材料局部微热变化方 面,尤其是在高周疲劳寿命预测领域的研究中得到广泛应用。借助于红外热像仪等 先进温度测量手段,通过记录金属材料试样在不同疲劳载荷水平作用下的温度场数 据,与热力学理论结合,估算出材料或结构的疲劳特性参数的这类实验方法,统称 为疲劳热像法。近年来,疲劳热像法引起了学术界的广泛关注,最近 30 年内疲劳热 像法的潜能得到了很好地开发,引起了力学、材料、物理、机械等学科之间交叉, 为更加深刻地揭示疲劳机理提供了全新的思路与方法。1986 年,Curti<sup>[33]</sup>、luong<sup>[34, 35]</sup>、Berard<sup>[36]</sup>等基于 Dillon 的研究思路,运用红外热像技术观测不同材料的温升变 化,在使用红外热像仪快速预测材料高周疲劳极限的方法方面做了前期的探索。



1995年,Luong<sup>[37, 39]</sup>首次把 Dillon 观测到的现象(图 1.6)融入热力学框架,并 通过红外热像技术预测出材料的疲劳极限。他认为导致耗散能发生突变时的循环应 力水平对应着疲劳极限,并给出一种几何方法,用以直接确定其疲劳极限,见图 1.7。在图中可以发现一个明显的拐点,将拐点前后的离散点分别进行线性拟合,两 条拟合直线的交点即对应着材料的疲劳极限,也称双线法(Two Curve Method)。

1999年, Risitano 和 La Rosa<sup>[40]</sup>等在测定不同应力水平下的试样表面温度的增量 Δ*t* 时,观察到当应力幅值达到一定水平时,温升就会发生陡增,而此前的温升值几

乎为零。他将温升突变出现后的离散点拟合成一条直线,该直线与应力横轴的交点即对应着材料的疲劳极限,如图 1.8 所示,也称单线法(Single Curve Method)。

Risitano 单线法、Luong 双线法和改进的疲劳极限快测法均能够快速准确地对材 料和构件的疲劳极限进行预测,在不同的研究领域都得到了应用及推广。由于 Risitano 单线法没有考虑疲劳极限以下的黏性、滞弹性等非塑性效应,容易受到实验 加载频率、应力集中、试件几何等因素的影响。而 Luong 双线法本身就是 Luong 在 高频实验(100 Hz 左右) 条件下所提出并建立的,因此快速预测材料的双线法所得在 疲劳极限受加载频率的影响较小。2005 年,Cura 等<sup>[41]</sup>提出一种迭代算法,采用该方 法不仅可以保证评估结果的唯一性,而且通过与传统疲劳试验的对比,其准确度也 较前述两种方法有所提高。2012 年,Castillo<sup>[42]</sup>在更为细致的研究中指出,Luong 方 法和 Risitano 方法预测出疲劳极限虽然可用于工程实际,但并不适用于所有金属材 料。该方法的准确性主要取决于:达到稳态热耗散所需的循环次数、拟合所用的数 值方法和观测温度的红外热像仪采样精度。



2002 年,在 Risitano 的研究基础上,Fargione<sup>[44]</sup>等提出极限能量  $\Phi$  (limit energy)的概念,如图 1.9 所示,将 Risitano 法从单纯测定材料或构件的疲劳极限拓展到快速估计材料的 *S*-*N* 曲线。他认为材料的储能有一个极限值,当疲劳损伤累积到极限值时,材料将会发生破坏;将耗散能作为表征储能的指标,假定两者间是正比,那么对于同规格的材料试样,在疲劳过程中释放的耗散能也是一个常量。在此假设下,Fargione 等通过构建材料表面的温升值与循环周次的函数来表征这个热耗散总量  $\Phi$ ,进而可由应力-温升关系换算出应力-寿命关系,可反求出 *S*-*N* 曲线,如图 1.10 所示。

锁相热像技术是红外热像技术在快速计算方面的扩展应用,可用于快速评估材料或结构在不同形式载荷下的全场信息(应力、应变、温度场等)。2001年, Bremond 和 Potet 等<sup>[45]</sup>提出了命名为 D-MODE 的温度场数据处理模式,奠定了锁相热像技术的基础,可观测并分析材料疲劳过程中每个循环内的耗散效应。2002年,

Krapez 和 Pacou 等<sup>[46]</sup>开始在疲劳试验中使用锁相热像技术测试合金材料的多轴疲劳特性,提出基于 D-MODE 下的疲劳极限预测方法。但由于该方法依赖于红外热像仪的采样精度,需要二维的红外焦平面摄像机的锁相热成像技术与先进的数据处理手段,才能够将热耗散效应从热弹性源中分离出来,所需仪器和软件的价格昂贵,难以得到大量普及使用。此外,疲劳的实验数据往往是离散的,在疲劳寿命预测中还应充分考虑到数据离散性。在传统的高周疲劳试验研究中,常用三参数 Weibull 概率分布模型<sup>[47]</sup>来表述疲劳数据的分散性。

2004年, Doudard 等<sup>[48, 49]</sup>在 Germain<sup>[50]</sup>、Lemaitre<sup>[51]</sup>和 Fargione<sup>[43]</sup>等工作的基础 上,基于 Weibull 分布和微观塑性效应(Possion Point Process),提出一种多尺度 (宏观-微观)概率模型来快速估计材料疲劳疲劳S-N曲线。该方法是通过对 1 个 试样逐级加载得到直至试样疲劳破坏,从而得到不同应力水平下的温升值 $\Delta T$ 和极限 能量 $\Phi$ ,拟合得到预测模型,如图 1.11 所示。2010年,Doudard 等<sup>[52]</sup>深入研究不同 材料的循环硬化效应、加载频率和平均应力等因素影响,将该方法做了改进,还结 合数字图形相关技术(Digital Image Correlation, DIC)研究了多轴和非比例循环加 载问题,在X射线衍射仪上配置应力测试部件研究晶粒尺度疲劳<sup>[53-55]</sup>。



2010 年, Amiri 等<sup>[57]</sup>把初始疲劳循环阶段材料温度随时间变化的函数  $R_{\theta}$  作为预 测疲劳性能参数的指标,提出基于初始温升曲线的快速预测疲劳性能参数的方法。 在铝合金和不锈钢的弯曲和扭转疲劳载荷作用下,通过测定阶梯加载应力水平下对 应的初始温升曲线,结合 Manson-Coffin 公式和热传导方程,建立了初始温升函数  $R_{\theta}$ 与疲劳寿命  $N_{f}$  的经验公式  $2N_{f} = c_{1}R_{\theta}^{c_{2}}$ ,其中 $c_{1}$ 和 $c_{2}$ 为与材料属性相关的常数 (图 1.12)。2011 年,Naderi 等<sup>[58]</sup>将 Amiri 方法与热力学的"熵"联系起来,将其拓 展应用到低周疲劳领域。

实际工程应用中,对于已发生损伤的机械结构,准确快速预测其剩余寿命很有 意义。2007 年, Crupi 等<sup>[59]</sup>将 Risitano 法推广至焊接结构的疲劳剩余寿命预测研究 中,并与有限元方法进行了比较。2008 年,Curpi<sup>[60]</sup>将材料表面温度变化与内阻尼联

系起来,推导出材料内阻尼与高周疲劳参数间的内部联系,对 Risitano 法进行了一些改进,并与王晓钢等<sup>[61]</sup>一起提出定量热像法(Quantitative Thermographic Methodology),可用于快速获取材料的疲劳极限和*S*-*N*曲线,并可进行剩余疲劳寿命预测及非线性应力分析。由于内阻尼更直观的反映材料微观结构变化,因而该Curipi的研究使 Risitano 法具有了一定的物理意义。

2010年,Risitano<sup>[62]</sup>等运用相同的加载条件对已发生塑性破坏和未破坏试样进行 试验,观测到已破坏的试样表面温升高于未破坏的试样,同时发现在阶梯疲劳载荷 作用下,材料表面温度变化与其累积损伤存在线性关系,符合 Miner 累积损伤理 论。对于同一种材料,在疲劳破坏所需极限能量 $\Phi^{[43]}$ 相等假设下,通过与未破坏试 样的比较,快速预测出预先破坏试样的疲劳极限、S-N曲线,并得到已发生塑性破 坏试样的剩余寿命。2011年,Risitano 和 Clienti 等<sup>[63]</sup>通过观测静态拉伸试验中试样 表面温度变化规律,提出一种基于静态拉伸试验直接确定材料疲劳极限的方法。

总之,上述方法都是直接以温度变化作为估计疲劳性能的指标,可以快速预测 材料疲劳极限、S-N曲线等,但目前学术界还存在一些分歧与争议。一些学者<sup>[12,64]</sup> 认为在高周疲劳问题中的这种做法值得商榷,虽然材料热源的强度和位置决定了材 料试样表面温度场分布及变化,但是试样本身与夹具、外部环境之间的热传导、热 传递、热对流和热辐射等热边界条件对温度场分布同样有较大影响,试样的几何形 状、外部环境和实验条件等因素也不容忽视。他们建议通过建立简化的二维热传导 模型对决定材料试样表面温度场分布的热源、热传导、热对流、热传递和热辐射等 热边界条件进行分析,并在热传导模型基础上,在试样表面温度场数据分离出各部 分热源所产生的热量,进而计算出与疲劳损伤相关的耗散能。

1981年,Harry<sup>[65]</sup>通过真空装置中使试样保持绝热;采用4个热电偶确定了试样 与夹具之间的热传导值;最后得出弯曲试验(热弹性效应自然去除)下的热耗散 能。1985年,Chrysochoos<sup>[12]</sup>提出一个完整的热动力学框架,可以描述试样变形过程 中热力耦合效应,并使用红外热像仪测量试样表面局部温升,用于计算材料的耗散 能,如图 1.13 所示。2007年,Meneghetti<sup>[66]</sup>提出一种快速测定耗散能的实验方法, 并基于疲劳过程中的能量平衡方程和热传导方程,尝试以单位体积内单循环疲劳耗 散能为指标,建立了快速估计*S*-*N*曲线的方法。Meneghetti 的实验方法为,当试样 在循环应力作用下,当温升平衡后停止加载,使用热电偶测出试样的温降曲线(图 1.14),计算出耗散能。他认为高周疲劳过程中储能可以忽略,这样耗散能与机械 功相等,进而由 Basquin-Manson-Coffin 公式,反求出材料的 S-N 曲线。2008年, Balandraud 等<sup>[67]</sup>运用类似的方法研究了铝合金材料。2010年后,Meneghetti 等将其 推广至低周疲劳<sup>[68]</sup>、高-低顺序加载效应<sup>[69]</sup>、焊接结构<sup>[70]</sup>和复合材料<sup>[71]</sup>等领域。





图 1.14 Meneghetti 实验方法<sup>[68]</sup>

目前,国内在基于局部温升或耗散能的快速预测疲劳性能参数方法领域的研究 较少,由于实验设备条件和研究人员分散等原因,相对国外较为落后,已有的研究 主要集中在应用 Luong 法、Risitano 法、和"定量热像法"等预测金属材料或焊接结构 的疲劳性能参数领域。

1984 年,中科院金属研究所黄毅等<sup>[72,73]</sup>较早的利用红外技术对材料性能进行研究,他根据疲劳过程不同阶段的热像图,编制了有限元程序建立了温度场与应变场的关系,探讨了利用热像图测量金属塑性变形的方法,并将红外热像技术应用于压力容器疲劳损伤的无损检测<sup>[74]</sup>和安全评估<sup>[75]</sup>。1987 年,长沙铁道学院潘蜀健<sup>[76]</sup>利用 红外相机对试样进行热弹性应力测试,提出解决测量过程中噪音干扰和温度变化问题的方法。2004 年,北方交通大学郑中兴等<sup>[77]</sup>基于锁定热成像技术测量耗散能,通 过研究指出耗散能的出现与材料显微组织的内部损伤、应变硬化、局部塑性变形有关,在材料宏观裂纹出现前耗散能开始下降。

2007 年,太原科技大学刘浩等<sup>[78,79]</sup>分析了黏性生热的机理,认为疲劳极限之下的载荷引起的波动来源于热弹性效应,温升来源于材料的非弹、塑性效应(如黏性效应);疲劳极限之上的载荷引起塑性应变能累积,导致疲劳破坏产生,使得温升机制出现转折。他通过实验测定了黏性系数,并建立基于 Luong 方法快速预测疲劳极限的方法。

2008 年,湖南大学曾伟、韩旭和中科院力学所丁桦等<sup>[4,80]</sup>应用分辨率较高的红 外热像仪对金属材料在疲劳过程中的温度变化进行了较精确测量,认为无外部热源 作用时疲劳过程温度变化的影响因素主要为热弹性响应、非弹性响应和热传递,材 料塑性变形和粘弹性行为分别主导了载荷在疲劳极限上、下时的材料生热。他还获 得了 45 钢、Q235 钢和纯铜试样的疲劳极限,与常规方法所得值相差不大。2013 年,李源和韩旭等<sup>[5]</sup>通过建立一套计算耗散能的实验方案和力学方法,得到相对准 确的疲劳耗散能,并以该耗散能为疲劳损伤评估的有效指标,提出基于稳态耗散能 的高周疲劳性能参数预测方法。

2009 年,大连理工大学郭杏林、王晓钢等<sup>[6]</sup>论述了国内外疲劳热像法预测疲劳 参数的研究现状,并以固有耗散作为疲劳评估指标,采用新兴的锁相热像法快速获 取了低碳钢的疲劳极限<sup>[61,81]</sup>;以局部能量方法的热力学模型,然后分别提出温度标 准差与应力标准差两种基于局部热像法的疲劳评估指标。2010 年,张传豹<sup>[82]</sup>和赵延 广等<sup>[83]</sup>还应用红外热像技术和锁相技术研究了焊接结构及复合材料的疲劳极限。 2011 年,樊俊玲等<sup>[84]</sup>运用定量热像法预测焊接结构的疲劳极限和 S-N 曲线等疲劳性 能参数,并与疲劳破坏过程的显微金相变化和微观机理联系起来<sup>[85]</sup>,尝试把定量热 量法应用在工程上<sup>[86]</sup>。

2012 年,太原理工大学闫希峰、王文先等<sup>[87,88]</sup>开展对 AZ31B 镁合金板材在室 温下的高周疲劳性能进行了研究,用红外成像仪测量了疲劳试验全过程中合金表面 的温度变化,加载初期镁合金升温到一定温度后又下降至室温左右,在断裂前温度 快速升高,并根据疲劳试验过程中温度-应力关系及试样表面温度分布差异,确定疲 劳断裂位置和疲劳极限。结果表明:根据合金表面温度变化可以预测疲劳断裂位 置;确定 AZ31B 镁合金的疲劳极限与常规疲劳试验测得的疲劳极限吻合较好。

近年来,随着实验测试技术的发展,基于微结构演化的材料疲劳断裂多尺度寿 命预测理论与方法方面的研究逐步升温,一些学者对疲劳过程中的能量耗散与微观 结构演化之间的相关性进行了研究。

2002 年, Galtier 等<sup>[89]</sup>通过对疲劳过程中低碳钢微观结构演化和局部温升的同步 观测实验,将材料试样局部温升与微观结构演化联系起来,得到了疲劳过程中随应 力变化的温升与微观滑移面数目(PSB)的关系,他认为材料的疲劳极限与随加载 应力变化的局部温升之间并非是简单的数学关系。

2005 年, Yang 等<sup>[90]</sup>认为疲劳过程中的温度场变化主要由热弹性效应、非弹性效应和热传导组成,通过对核反应堆压力容器材料的实验研究,推导了单轴低周疲劳时的能量耗散模型,并结合热弹性效应,建立了预测材料 S-N 曲线的数值模型,还深入研究了耗散能温度场与材料吕德斯板效应的关系。但是,由于低周疲劳下应力水平较高,局部温升变化显著,其适用性受到限制。

2007 年, Morabito 等<sup>[91]</sup>研究了热弹性温度场与局部微观裂纹萌生的关系; 2009 年, Maquin 等<sup>[92, 93]</sup>研究了材料初始疲劳循环过程中的累积耗散能与内摩擦及微观塑性的关系; 2011 年, Connesson 等<sup>[94, 95]</sup>探讨了稳定循环时,单个循环内耗散能与材料微观结构演化间的关系; 2012 年, Mareau 等<sup>[96]</sup>分析了循环载荷下微观结构演化、自热温升温度场与耗散能产生机理之间的关系。

2004 年以来,西北工业大学童小燕、姚磊江等<sup>[97-101]</sup>针对低周疲劳问题,推导出适用于低周疲劳载荷的热传导方程,并通过低周疲劳试验,开展了关于低周疲劳过程中储能与热耗散能的变化规律,得到耗散能、储能与低周疲劳寿命之间的定量关

系,建立了基于储能率的疲劳累积损伤理论和寿命预测模型,并同步观测低周疲劳 过程中不同阶段的微观形貌变化。

热耗散现象是疲劳损伤过程的一个伴随现象,从疲劳损伤机理来看,储能更具 有实际的物理意义,即材料内部微结构演化所耗散的能量。从宏观能量耗散角度来 看,机械功转化为热耗散和储能,因此许多学者围绕热耗散和储能在塑性应变能中 的比例问题进行了大量研究。但由于直接测量储能非常困难,现有研究一般都是通 过研究热耗散能而间接获得储能。

1912年,Hopkinson和 Williams 观测到疲劳过程热耗散能量与静态过程迟滞能 之间差异现象<sup>[102]</sup>。1934年,Taylor<sup>[103]</sup>还测量出材料塑性变形过程中热耗散,计算 出热耗散与塑性应变能的比值约为 0.9。上世纪六十年代,Clarebrough<sup>[104]</sup>和其它一 些学者<sup>[28-30, 32, 105]</sup>通过各种实验也证明了疲劳过程中储能的存在<sup>[4]</sup>。因为储能与疲劳 损伤直接相关,外部疲劳载荷作用下,机械功转为储能的比率问题一直备受关注, Oliferuk<sup>[106-108]</sup>、Chrysochoos<sup>[16]</sup>、Rosakis<sup>[109]</sup>、Hodowany<sup>[110]</sup>、Kamlah<sup>[111]</sup>、Favier<sup>[112, <sup>113]</sup>、Harvey<sup>[114]</sup>、Macdougall<sup>[115]</sup>、Zehnder<sup>[116]</sup>、Schlosser<sup>[117, 118]</sup>、Domoulin<sup>[119]</sup>等分别 研究了材料在单轴拉伸和压缩过程中的储能变化及塑性应变能转为储能的比率关系 等。Wong<sup>[120]</sup>、Jiang<sup>[121]</sup>、Vincent<sup>[122]</sup>、Hakansson<sup>[123]</sup>和姚磊江等<sup>[97, 99]</sup>研究了低周疲 劳中的储能。Kaleta<sup>[124]</sup>、Morabito<sup>[91]</sup>和 Chrysochoos<sup>[125]</sup>和 Connesson<sup>[126]</sup>等研究了高 周疲劳载荷下的测量储能的实验方法。除了上述的实验研究外,诸多研究人员还结 合热力学方法和微观位错理论提出了诸多宏观、介观和微观等多尺度物理模型<sup>[109, 111, <sup>113, 121, 123, 127-132]</sup>。但除了 Vincent<sup>[128]</sup>和 Mollica<sup>[131]</sup>的研究外,其它的物理模型都假定 仅有塑性应变能导致热耗散,而忽略了粘弹性迟滞能的影响。</sup></sup>

虽然上述物理模型将试样表面温升、耗散能、储能或材料微观结构特性四者之 间联系起来,但最终必须通过实验测定储能后才可验证模型的可行性和准确性。但 在高周疲劳过程中,疲劳载荷很低,储能值很小,观测起来非常困难,如何精确地 测量储能,建立基于储能的快速预测疲劳性能的方法,至今仍在探索之中。

#### 1.4. 目前存在的主要问题

对于本文开展的工作,即高周疲劳过程中基于能量耗散理论的快速预测金属疲劳性能参数(疲劳极限、*S*-*N*曲线等)的研究,已有多年的历史。诸多学者从能量平衡方程(1.1)中材料的机械功、耗散能和储能这三个方面提出多个快速预测疲劳性能参数的实验方法、经验公式及预测模型。随着非接触式测温的红外热像技术的飞速发展,基于耗散能的方法一直受到广泛关注,仅预测金属材料的疲劳极限领域,近年来就有 luong 方法、Risitano 方法、Curpi 方法、Arimi 方法、Doudard "自热法"、Strake 方法和 Meneghetti 方法等多种方法。虽然这些方法节省了大量的试验时

间和费用,但仍是唯象、经验的方法,缺乏物理和理论基础,未与疲劳失效机理上 建立联系,自问世以来就存在较大争议,始终没有在工业领域推广。目前,在预测 疲劳性能参数的能量法领域的主要问题和难点有:

(1)高周疲劳载荷下,试样温度变化很小,温度场的准确测量十分复杂。要确 保测量值是有效的,必须非常谨慎、细致的设计试验方案。现有研究或未考虑环境 噪声影响,或忽略热弹性效应影响,更重要的是,温度场并不能完全反映材料的固 有耗散特性,如何在热力学框架内计算各部分热源产生的能量,准确分离与疲劳损 伤相关的疲劳耗散能,并实现快速自动化求解,是亟待解决的难题。

(2)已有的耗散能方法未与微结构演化建立联系,缺乏物理基础。通过观测材料在不同应力水平下的局部温升来预测疲劳参数,最大的质疑在于局部温升易受环境温度变化影响,误差较大。在准确计算出单循环疲劳耗散能后,如何通过实验手段验证耗散能与材料微结构演化的关系,建立具有物理意义的快速预测疲劳参数, 是需要深入研究的难点问题。

(3)高周疲劳载荷下储能的值非常小,对其的准确测量非常困难。虽然已有不 少物理模型将储能和微观结构联系起来,但必须通过实验测定储能后才可验证其可 行性和准确性。然而仅有的几篇关于储能的实验测量研究,或未实现机械功和耗散 能的同步观测,无法实时测定储能,或虽实现同步观测,但由于实验自身噪声的影 响,得出的储能存在误差。如何精确测定储能的值,已成为当前预测疲劳参数方法 的主要瓶颈问题。

#### 1.5. 主要研究内容

综上所述,高周疲劳过程中,在快速预测金属高周疲劳极限、S-N曲线和剩余 寿命等疲劳性能参数的能量方法领域,特别是在耗散能的准确计算,宏观尺度的耗 散能与微观尺度的微结构演化的定量关系及储能测量方面仍存在很多瓶颈和难点问 题,本文将针对其中的一些问题展开研究,力求在为快速预测材料疲劳性能的耗散 能方法建立物理基础、揭示疲劳失效机理方面做出一些较有价值的尝试和探索。

本文的整个研究内容从四个方面展开,首先,进行金属材料疲劳过程中的热耗 散效应分析,提出一种基于热力学理论和红外热像技术的疲劳耗散能计算方法,可 计算出与疲劳损伤过程相关的准确单循环疲劳耗散能。其次,基于该计算方法,通 过不同载荷历程下实验分析疲劳耗散能变化规律,研究疲劳耗散能是否可从宏观上 表征材料内部微结构的演化;再次,通过实时监测高周疲劳全过程的疲劳耗散能变 化规律,构建基于稳态耗散能的快速预测疲劳性能参数的方法,并将其应用到累积 疲劳损伤及剩余寿命预测研究中;最后,通过初始瞬态热耗散区域疲劳耗散能测量

实验,确定"安定疲劳极限",并探讨一种基于初始瞬态热耗散区域累积耗散能的预测疲劳性能参数的方法。以下为本文的主要研究内容,

(1)第二章,提出一种疲劳载荷下金属材料疲劳耗散能计算的实验力学方法。 首先基于金属材料薄板假设,建立高周疲劳载荷下参考试样与加载试样的热传导方程,并去除热弹性效应影响。然后建立温度场测量的实验方案,通过设置参考试样、隔热装置和三点固定装置等降低环境噪声的影响,运用红外热像仪得到参考试样与加载试样的准确温度场信号,将温度场信号滤波处理后,计算出准确的耗散能,并确定了检测门限。

(2)第三章,基于该方法,在不同加载历程(单调拉伸损伤和疲劳损伤)作用 前后,研究稳态耗散能是否能表征材料内部微观结构演化。首先,在低于屈服强度 的疲劳载荷(纯弹性区间)作用下,计算出稳定热耗散时单循环疲劳耗散能。然后 以该耗散能为基准,分别施加阶梯增加的拉伸和疲劳载荷,通过计算拉伸损伤和疲 劳损伤前后的耗散能,研究耗散能与材料内部微结构演化之间的关系。最后将其应 用与等幅与变幅疲劳损伤实时监测中。

(3) 第四章,构建一种基于稳态热耗散区域平均耗散能的预测金属材料疲劳参数的方法。首先,在不同疲劳载荷水平下,实时监测高周疲劳破坏全过程的单循环疲劳耗散能变化,拟合出疲劳耗散能-疲劳寿命曲线,并与传统应力-疲劳寿命曲线对比,验证疲劳耗散能-疲劳寿命曲线的准确性;采用最小二乘法拟合对应不同疲劳载荷水平的耗散能变化曲线,得到工程用的疲劳极限。最后,将该方法运用到累积疲劳损伤研究及剩余寿命预测中。

(4)第五章,探讨一种考虑初始微塑性效应的疲劳性能参数预测方法。首先施加阶梯增加的疲劳载荷,实时监测不同疲劳载荷作用下材料初始瞬态能量耗散阶段(初始 140 循环内)的耗散能变化规律,计算出由材料微塑性效应导致的塑性耗散能,研究基于初始塑性耗散能的疲劳性能参数快速预测方法,并与稳态耗散能及实验数据进行对比。然后,通过分析低于屈服强度的疲劳载荷作用下的耗散能变化规律,结合 Dang-Van 理论和塑性力学的"安定(shakedown)理论",探讨基于初始累积耗散能与"安定疲劳极限"之间的关系。

本课题源于国家杰出青年科学基金项目(10725208)"计算固体力学",以及与 法国巴黎高科国立高等工艺学校(ENSAM)的 LMPF 实验室课题"疲劳载荷下金属 材料耗散能计算的力学方法"。

## 第2章 基于红外热像的疲劳耗散能计算方法

#### 2.1. 引言

疲劳载荷下的耗散能的精确计算,需要将经典热力学理论和疲劳损伤的演化过程联系起来。因此,本章首先基于热力学理论,基于金属材料薄板假设,推导出疲劳载荷下的热传导方程。然后运用先进的红外热像技术,通过设置参考试样、隔热装置等降低环境噪声的影响,构建测量疲劳过程微热变化的实验系统。依托该实验系统采集的温度场数据,通过耗散能计算方法,分离出导致局部温升变化的耗散源、热弹性源和辐射源,并计算出单循环疲劳耗散能。最后通过 316L 不锈钢和 DP600 双相钢的耗散能计算实例验证了所得耗散能计算方法的可行性和准确性。

#### 2.2. 疲劳热传导基本模型

#### 2.2.1. 与疲劳相关的热力学基本定律

本节阐述基于热力学第一、第二定律的数学表达和物理意义,并对文中用到的 疲劳相关的一些热力学概念进行解释和说明。

疲劳载荷作用下,若以热、能量和温度为基本变量,热力学第一定律可描述 为:对于闭口系统,经历一个循环周次,系统与外界所交换的净功应等于净热量。 系统能量的变化,即储存在系统内的能量 E 为热量与功量的差值。因为系统储存的 能量是一定的,不可能持续向外界提供能量,因此热力学第一定律也称为能量平衡 定律,即热力学系统内物质的能量可以传递,其形式可以转换,但在转换和传递过 程中各种形式能量的总量保持不变。对于一个封闭系统,能量平衡方程可由一个边 界条件为∂D 的闭合区域 D 的热传导方程来表述:

$$\frac{d}{dt}(E+K) = P_e + Q \tag{2.1}$$

其中, E为储存于系统内的能量, 是单位体积内材料密度 $\rho$ 与内能系数e的积分:

$$E = \int_{D} \rho e dV \tag{2.2}$$

K为动能,可表示为速度v的函数:

$$K = \frac{1}{2} \int_{D} \rho v \cdot v dV \tag{2.3}$$

根据动能定律,式(2.3)为:

$$\frac{dK}{dt} = P_i + P_e \tag{2.4}$$

式中,  $P_i = -\sigma \cdot \frac{d\varepsilon}{dt}$ 代表内力做的功,  $P_e$ 是系统外部机械功,包括面上的作用力 $\overline{T}$ 和体积上的作用力 $\overline{f_v}$ :

$$P_e = \int_{\partial D} T \cdot v dS + \int_D f_v \cdot v dV \tag{2.5}$$

Q为总热量,是机械功在闭合区域D产生热量和沿边界∂D传导出的热量之差:

$$Q = \int_{D} r dV - \int_{D} \vec{q} \cdot \vec{n} dS = \int_{D} (r_{\rho} - div(\vec{q})) dV$$
(2.6)

式中, $r_{\rho}$ 为单位体积热能密度, $\vec{q}$ 为热流量, $\vec{n}$ 为边界条件面 $\partial D$ 的法线方向。将式 (2.2)、(2.4)和(2.6)代入式(2.1),得热力学下的能量平衡方程为:

$$\rho \frac{de}{dt} = \sigma \cdot \frac{d\varepsilon}{dt} + r - div(\vec{q})$$
(2.7)

热力学第二定律指不可能把热从低温物体传到高温物体而不产生其他影响;不可能从单一热源取热使之完全转换为有用的功而不产生其他影响。与第一定律不同,第一定律认为不可能创造能量和消灭能量,第二定律阐明了热传导过程的方向性,否定了以特殊方式利用能量的可能性。疲劳损伤作为不可逆的、耗散的热力学过程,满足不可逆热力学的基本原理。

首先,对不可逆热力学函数及其内部变量进行描述,假定在给定的时间内,材 料试样任一点*M*的热力学状态可由表征物理现象的一组状态变量(功、应变、温度 等)来表示。在高周疲劳载荷作用下,定义总应变*ε*为:

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_{ir} \tag{2.8}$$

其中, ε<sub>e</sub>为弹性应变,表示热力学理论中可逆的变形, ε<sub>ir</sub>为非弹性应变,表示不可 逆的变形和导致耗散能的塑性变形, ε<sub>e</sub>和ε<sub>ir</sub>用作表征热力学平衡状态的状态变量。 因此,外部状态变化过程中输入功为:

$$\sigma \cdot \varepsilon = \sigma_e : \varepsilon_e + \sigma_{ir} \cdot \varepsilon_{ir} \tag{2.9}$$

式中, $\sigma_e$ 表示弹性应力, $\sigma_{ir}$ 表示非弹性应力。此外,系统内部状态变化还包括各种 原因引起的微结构变化,用表征微结构变化的内部状态变量 $\alpha_j$ (j=1,2,...,n)来完 整描述材料的热力学系统状态,这样就有n个变量来表征系统状态。

热力学系统的不可逆过程的初态和终态之间有重大的差异,这种差异决定热传导过程的方向,德国物理学家 Clausius 在 1850 年引入态函数"熵"的概念来描述这个差异。定义*s* 表示系统的"熵",对于不可逆绝热过程,熵*s* 满足如下关系式:

$$o\frac{ds}{dt} + div(\frac{q}{T}) - \frac{r_{\rho}}{T} \ge 0$$
(2.10)

其中,  $div(\vec{q}) = \frac{div(\vec{q})}{T} - \frac{\vec{q} \cdot \vec{grad}(T)}{T^2}$ , 将式(2.7)代入式(2.10)可得:

$$\rho(T\frac{ds}{dt} - \frac{de}{dt}) + \sigma \cdot \frac{d\varepsilon}{dt} - \frac{\vec{q} \cdot \vec{grad}(T)}{T^2} \ge 0$$
(2.11)

假定高周疲劳过程中的热力学状态是一种缓慢的稳定的状态改变过程,在单位体积内可认为是等温度变化,为了便于理解和分析,一般定义自由能密度函数 *ψ* 来表示物质的能量状态。自由能是指系统在一个热力学过程中,当系统温度为*T*时,系统中减少的内能中可以转化为对外作功的能量,故自由能密度函数 *ψ* 为:

$$\psi = e - Ts \tag{2.12}$$

对式(2.12)做微分运算,可得:

$$\dot{\psi} = \dot{e} - T\dot{s} - \dot{Ts} \tag{2.13}$$

式中,自由能密度函数 $\psi$ 是状态变量 $\alpha_j$  ( $j=1,2,\dots,n$ )的函数,假定 $\alpha_1=T$ 为温度变量、 $\alpha_2 = \varepsilon_e$ 为弹性应变,可得求解自由能密度函数 $\psi$ 的方程:

$$\frac{d\psi}{dt} = \frac{\partial\psi}{\partial T}\frac{dT}{dt} + \frac{\partial\psi}{\partial\varepsilon_e}\frac{d\varepsilon_e}{dt} + \frac{\partial\psi}{\partial\alpha_i}\frac{d\alpha_i}{dt} \qquad (j = 3...n)$$
(2.14)

因此,式(2.11)可用自由能¥ 和熵 s 来表示:

$$-\rho(\frac{d\psi}{dt} + s\frac{dT}{dt}) + \sigma \cdot \frac{d\varepsilon}{dt} - \frac{\vec{q} \cdot \vec{grad}(T)}{T^2} \ge 0 \qquad (j = 1, 2, \cdots, n)$$
(2.15)

将式(2.8)和(2.14)代入式(2.15),得用于描述热力学第二定律的克劳修斯-迪昂 (Clausius-Duhem)不等式:

$$-\rho(\frac{\partial\psi}{dt}+s)\frac{dT}{dt}+(\sigma-\rho\frac{\partial\psi}{d\varepsilon_{e}})\cdot\frac{d\varepsilon_{e}}{dt}+$$

$$\sigma\cdot\frac{d\varepsilon_{ir}}{dt}-\rho\frac{\partial\psi}{\partial\alpha_{i}}\frac{d\alpha_{i}}{dt}-\frac{\vec{q}\cdot\vec{grad}(T)}{T^{2}}\geq 0 \quad (j=3...n)$$
(2.16)

式(2.16)适用于材料发生的全部变形行为。当材料处于纯弹性变形时,其内部微结构 未产生改变,即 $\frac{d\varepsilon_{ir}}{dt}=0$ , $\frac{\partial\psi}{\partial\alpha_i}\frac{d\alpha_i}{dt}=0$ ;当温度稳定变化时, $\frac{dT}{dt}=0$ ;当温度均匀 流动时,即 $\overline{grad}(T)=0$ ,将上述边界条件代入式(2.16)可得:

$$\sigma = \rho \frac{\partial \psi}{d\varepsilon_e} \tag{2.17}$$
同样,当材料系统处于平衡态时,若 $\frac{d\varepsilon_{ir}}{dt}=0$ , $\frac{\partial\psi}{\partial\alpha_i}\frac{d\alpha_i}{dt}=0$ , $\frac{\partial\pi}{\partial\sigma}(T)=0$ ,代入式 (2.16)可得平衡态时的熵:

$$s = -\frac{\partial \psi}{dt} \tag{2.18}$$

若边界条件式(2.17)和(2.18)都已知,则在没有内部热源的理想情况下,处于平 衡态的材料系统,克劳修斯-迪昂不等式为:

$$\sigma \cdot \frac{d\varepsilon_{ir}}{dt} - \rho \frac{\partial \psi}{\partial \alpha_i} \frac{d\alpha_i}{dt} - \frac{\overline{q} \cdot \overline{grad}(T)}{T^2} \ge 0 \quad (j = 3...n)$$
(2.19)

上式表明,在任何情况下,耗散的热量只会增多,不会减少。即使在高周疲劳载荷 作用下,系统状态的微小变化也将耗散能量。这一耗散的能量又使状态进一步发 展,如此不断循环,不稳定的发展下去,最终导致破坏。

# 2.2.2. 疲劳热传导方程

本节基于能量平衡方程(2.7)和上述热力学理论的关系式,推导出疲劳载荷作用 下材料变形过程中的热传导方程。将式(2.17)和(2.18)代入自由能方程(2.12),可得理 想材料的热传导方程为:

$$\rho \frac{de}{dt} = -\rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T^2} \frac{dT}{dt} - \rho T \left( \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \varepsilon_e} \cdot \frac{d\varepsilon_e}{dt} + \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \alpha_j} \frac{\partial \alpha_j}{dt} \right) +$$

$$\sigma \cdot \frac{d\varepsilon_e}{dt} + \rho \frac{\partial \psi}{\partial \alpha_j} \frac{d\alpha_j}{dt} \quad (j = 3...n)$$
(2.20)

若定义与状态变量 $\alpha_i$ 相关的常数比热容 $C = -T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T^2}$ ,将式(2.20)代入式(2.7)得:

$$-\rho(\frac{\partial\psi}{dt}+s)\frac{dT}{dt} + (\sigma - \rho\frac{\partial\psi}{d\varepsilon_e}):\frac{d\varepsilon_e}{dt} + \sigma \cdot \frac{\partial\psi}{\partial\varepsilon_e} + \sigma \cdot \frac{d\varepsilon_e}{\partial\tau_e} - \rho\frac{\partial\psi}{\partial\alpha_i}\frac{d\alpha_i}{dt} - \frac{\vec{q}\cdot\vec{grad}(T)}{T^2} \ge 0 \quad (j=3...n)$$

$$(2.21)$$

若材料试样表面温度稳定变化且均匀流动时,将式(2.17)代入上述式(2.21),可得局部热传导方程:

$$\rho C \frac{dT}{dt} + div \vec{q} = d_1 + S_{th} + r \quad (j = 3...n)$$
(2.22)

其中,耗散源d<sub>1</sub>和热弹性源S<sub>th</sub>分别为:

$$d_{1} = \sigma \cdot \frac{d\varepsilon_{ir}}{dt} - \rho \frac{\partial \psi}{\partial \alpha_{i}} \frac{d\alpha_{j}}{dt} \quad (j = 3...n)$$
(2.23)

$$S_{th} = \rho T \frac{\partial \sigma}{\partial T} \cdot \frac{d\varepsilon_e}{dt} + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \alpha_j} \frac{\partial \alpha_j}{dt} \quad (j = 3...n)$$
(2.24)

因而, 对应于图 1.4 中所观测到的局部温度变化现象( $\rho C \frac{dT}{dt}$ ), 热传导方程 (2.20)和(2.22)中的各项分别为: div(q)表示热传导和热对流引起的热交换; r表示局 部热源引起的热辐射; 耗散源 $d_1$ 由热力学框架下的材料不可逆变形( $\sigma \cdot \frac{d\varepsilon_{ir}}{dt}$ )和材 料内部微结构改变的储能( $\rho \frac{\partial \psi}{\partial \alpha_j} \frac{d\alpha_j}{dt}$ )组成; 热弹性源 $S_{ih}$ 由材料可恢复的弹性变 形( $\rho T \frac{\partial \sigma}{\partial T} \cdot \frac{d\varepsilon_e}{dt}$ )和其它热力耦合效应( $\rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \alpha_j} \frac{\partial \alpha_j}{dt}$ )组成。同时,式(2.22)也 表明:疲劳载荷作用下, 机械功 $\sigma \cdot \frac{d\varepsilon}{dt}$ 、耗散源 $d_1$ 、热弹性源 $\rho T \frac{\partial \sigma}{\partial T} \cdot \frac{d\varepsilon_e}{dt}$ 、储能  $\rho \frac{\partial \psi}{\partial \alpha_j} \frac{d\alpha_j}{dt}$ 耦合在一起,互相影响。

### 2.2.3. 热弹性效应

材料在疲劳载荷的循环作用下,引起温度的周期性波动,称为热弹性效应,如 图 2.1 所示,在疲劳载荷开始后,温度上下波动升高。在高周疲劳过程中,由于总 体温度变化很小,热弹性效应的影响更不容忽视。本节介绍疲劳载荷下热弹性效应 的计算方法。

高周疲劳载荷下,其它热力耦合作用可以忽略不计,即 $\rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \alpha_j} \frac{\partial \alpha_j}{\partial t} = 0$ ,代 入热弹性源计算式(2.24),可得:

$$S_{th} = \rho T \frac{\partial \sigma}{\partial T} \cdot \frac{d\varepsilon_e}{dt}$$
(2.25)

式中,  $\frac{d\varepsilon_e}{dt}$  表示外部疲劳载荷作用导致材料出现随时间变化的局部应变。在沿 $\dot{x}$ 轴单调拉伸应力作用下, Wong 等<sup>[133]</sup>提出了热弹性源的计算公式:

$$S_{th} = -T(\alpha - \frac{1}{E^2} \frac{\partial E}{\partial T} \sigma_{xx}) \frac{d\sigma_{xx}}{dt}$$
(2.26)

其中, $\sigma_{xx}$ 表示沿 $\bar{x}$ 轴单调拉伸的应力, $\alpha$ 为热膨胀系数,E为杨氏模量。假定材料的温度变化只与热弹性源 $S_{th}$ 有关,那么在绝热条件下(divq=0),同时忽略热辐射的影响(r=0),那么在材料处于完全弹性变形的条件下( $d_1=0$ ),将方程(2.22)和(2.26)联合可得:

$$\rho C \frac{dT}{dt} = S_{th} = -T(\alpha - \frac{1}{E^2} \frac{\partial E}{\partial T} \sigma_{xx}) \frac{d\sigma_{xx}}{dt}$$
(2.27)



图 2.1 试样表面温度变化(DP600 双相钢, $\sigma_{\rm max}$  = 250 MPa)

式中,C为比热容。当t=0时的初始时刻,假定初始温度为 $T_0$ 、平均应力为 $\sigma_m$ ,将式(2.27)在时间域内积分得,

$$\rho Cln(\frac{T}{T_0}) = -\alpha(\sigma_{xx} - \sigma_m) + \frac{1}{2E^2} \frac{\partial E}{\partial T}(\sigma_{xx}^2 - \sigma_m^2)$$
(2.28)

高周疲劳载荷下,温度变化T非常小,对数 $\ln(\frac{T}{T_0})$ 可作线性化处理,若定义热弹性源的温度变化为 $\theta_{th} = T - T_0$ ,可得,

$$\rho C \frac{\theta_{th}}{T_0} = -\alpha (\sigma_{xx} - \sigma_m) + \frac{1}{2E^2} \frac{\partial E}{\partial T} (\sigma_{xx}^2 - \sigma_m^2)$$
(2.29)

当t > 0时,加载应力为循环应力 $\sigma_{xx} = \sigma_m + \sigma_a \cos(2\pi ft)$ ,代入式(2.29)可得:

$$\rho C \frac{\theta_{th}}{T_0} = \frac{1}{4E^2} \frac{\partial E}{\partial T} \sigma_a^2 (1 - \cos(2\pi ft)) - (\alpha - \frac{1}{E^2} \frac{\partial E}{\partial T} \sigma_m) \sigma_a \sin(2\pi ft)$$
(2.30)

上式中,当t=0时刻,初始阶段的温度波动有:瞬态温度变化为 $\frac{T_0}{\rho C}\frac{1}{4E^2}\frac{\partial E}{\partial T}\sigma_a^2$ ;当 角频率为 $\pi f$ 时,温度变化为 $\frac{T_0}{\rho C}(\alpha - \frac{1}{E^2}\frac{\partial E}{\partial T}\sigma_m)\sigma_a$ ;当角频率为 $2\pi f$ 时,温度变化为 $\frac{T_0}{\rho C}\frac{1}{4E^2}\frac{\partial E}{\partial T}\sigma_a^2$ 。

在绝热条件下,由式(2.29)可知热弹性效应引起温度波动方程的简化形式:

$$\theta_{th} = -\frac{\alpha}{\rho C} \cdot T \cdot (\sigma_{xx} - \sigma_m) \tag{2.31}$$

但是,由于该方程仅在绝热条件下成立,因此要在实验中达到该绝热条件,需要调整试验机的加载频率到 3Hz 以上,这样才使机械功和热耗散达到一种动平衡。

热力学系统的演化可以用热平衡态的连续变化来描述。基于不可逆热力学理论 推导出的热传导方程,可以解释疲劳载荷作用下试样表面温度的变化情况<sup>[134, 135]</sup>。 通过实验获得温度场数据,用于求解局部热传导方程(2.22),就可计算出耗散源。

# 2.3. 疲劳耗散能算法

### 2.3.1. 红外疲劳实验平台

疲劳损伤过程中,材料发生非平衡不可逆变化,伴随着产生能量耗散,在宏观 上表现为热耗散效应。热耗散的多少能够反映材料不同的破坏过程的差异,同时也 能够体现材料疲劳损伤过程中内部微观结构演化的不可逆特征。局部温升是疲劳过 程中热耗散的标志和度量,与疲劳损伤相关的耗散能是研究疲劳过程能耗现象的基 础。高周疲劳过程,稳定热耗散的局部温升很小,难以准确测量。同时,局部温升 由耗散源、热弹性源和辐射源等多种生热机制导致而成,但耗散能仅与耗散源有 关,耗散能的准确计算是亟待解决的难点问题。对材料的热耗散效应进行分析,最 为关键的是对其温度场进行精确测量。近年来,随着红外热像仪器制作水平的不断 提高,尤其是与计算机软件配合使用后具有实时、直观的特点,近年来在疲劳寿命 预测的能量法研究中得到大量应用。

任何物体只要高于绝对零度,都会因为分子的旋转和振动而发出"辐射能量", 红外辐射就是其中的一种。如果把物体看成黑体,吸收所有的入射能量,根据 Stefan-Boltzmann 定律,黑体的总辐射度为,

$$M = \int_0^\infty M(\lambda, T) d\lambda = \sigma_e T^4$$
(2.32)

其中, $\sigma_e$ 为 Boltzmann 常数, $\lambda$ 为波长,T为黑体表面温度, $M(\lambda,T)$ 为黑体的光谱 辐射度。由式(2.32)可见,物体的红外辐射能量大小及其波长分布与其表面温度密切 相关。通过对物体辐射的红外能量测量,就能准确地测定其表面温度,此即利用红 外辐射测温所依据的原理和基础。实际的不锈钢等金属材料都是灰体而不是黑体材 料,黑体的发射率等于 1,而灰体材料发射率不等于 1。金属材料的辐射包括自身发 射部分和环境反射部分,除自身发射外,其表面还能将部分入射的长波辐射反射出 去<sup>[4]</sup>。在实际观测中测量距离一般较近,可以忽略环境的影响,故被测物体的表面 发射率 $\varepsilon$ 的取值的准确是影响测量精度的关键<sup>[4]</sup>。红外热像仪通过探测器捕捉到被测 物体表面的红外辐射,经过光学系统的光电探测仪使红外能量转变为电信号,该电 信号经过信号放大器及信号处理后经过热像仪内部算法计算出温度值,通过显示输 出装置得到红外温度图及各部分温度值。

高周疲劳过程中,当材料达到稳定热耗散阶段时,局部温升在 0.5℃ 以内。在记录如此微小的温度变化时,温度测量系统的灵敏度、环境温度扰动等会严重影响测量的精度,而且将材料释放的热量全部观测也是一个难以解决的问题。根据基于 红外疲劳实验的耗散能计算的要求,文中使用 Cedip Jade MWIR 红外热像仪采集温 度和 INSTRON 8801 型电液伺服疲劳试验机进行疲劳实验,同时设置参考试样、三 点固定装置和隔热装置等使实验处于近似绝热过程,搭建了一套基于红外热像技术 的疲劳实验平台,如图 2.2 所示。



图 2.2 红外疲劳实验平台

高周疲劳加载使用美国 INSTRON 8801 型电液伺服疲劳试验机,实验前按照疲劳实验标准进行详细标定,施加的疲劳载荷采用正弦波信号 $\sigma = \sigma_m + \sigma_a \sin(2\pi ft)$ ,其中 $\sigma_m$ 为平均应力, $\sigma_a$ 为应力幅值,f为加载频率。为保证每次实验试样放置在试验机上下夹头之间的同一位置,设计一个由薄钢板制成的固定装置来调整试样的对中度。温度场信号采集使用美国 FLIR 公司的 Cedip Jade MWIR 红外热像仪,该型 红外热像仪是制冷式的,每次试验须提前 4 个小时开机使其达到热稳定,红外热像仪的采样频率为 350Hz,积分时间为 1200  $\mu$ s。若加载频率f = 14 Hz,则每个疲劳循环周次采集 25 张温度场图片。

为避免发射光的干扰,参与实验的 2 种材料的每个试样表面在实验前一天均匀 喷有一层薄的发射率为 0.93 的黑色亚光漆。为降低外部光线等对夹头和试样等的影 响,设计了一套隔离装置,使整个实验区域为一密闭的空间,如图 2.3a)所示。最 后,使用一个密闭的黑色布帘将整个试验机和热像仪的空间封闭,以最大程度的降 低环境空气流动和温度变化对实验的影响。为降低环境温度的变化对试样温度场的 影响,设置一个不施加载荷作用相同试样做参考,如图 2.3b)所示,每次实验中均采 集二个试样的温度场数据,取其差值。同时,为尽可能的降低相互之间的影响,设

计了一套三点固定装置夹持参考试样,使固定装置与参考试样之间为点接触,如图 2.3b)中的左侧托架。



a) 隔热装置



b) 参考试样

### 2.3.2. 疲劳载荷下的热传导方程

要计算出耗散能,首先需推导出材料试样的热传导方程。为分离出准确耗散 能,文献<sup>[136-142]</sup>基于不同的假设,可将热耗散方程简化。

第一个假设是薄板假设,假定在高周疲劳载荷作用下,对于厚度小于 4mm 的试样,其表面的温度可代表整个试样的沿厚度方向温度。文中研究对象是金属材料板材试样,定义参考试样标定区域 $\Omega_{ref}$ 的温度场为 $T_{ref}(x',y',t)$ ,加载试样标定区域 $\Omega_{zou}$ 的温度场为 $T_{zou}(x,y,t)$ ,如图 2.3b)所示,可得加载试样温度为:

$$T_{zou}(x, y, z, t) = T_{zou}(x, y, t) = \frac{1}{e} \int_{-e/2}^{e/2} T_{zou} dz$$
(2.33)

该假设同样适用于参考试样 $T_{ref}(x, y, t)$ 。

对于标定区域的任一点M(x, y, t),加载试样局部热传导方程为:

$$\rho C \frac{\partial T_{zou}(x, y, t)}{\partial t} - k \Delta_2 T_{zou}(x, y, t) + \frac{2\sigma_e \mathcal{E}_m T_{zou}^4(x, y, t)}{e} + \frac{2h}{e} [T_{zou}(x, y, t) - T_{zou}^{air}(x, y, t)] = d_1(x, y, t) + S_{th}(x, y, t) + r_{zou}(x, y, t)$$
(2.34)

其中, $\rho$ 为材料密度,C为等压比热容,k为热传导系数, $\sigma_e$ 为 Stefan-Boltzmann 常数, $\varepsilon_m$ 为表面热发射率,h为热对流系数, $T_{zou}^{air}(x, y, t)$ 代表点M(x, y, t)处的环境 温度, $\Delta_2$ 是二维 Laplace 算子。式(2.34)中左边第一项为储存的热量,导致温度的升 高,第二项为热传导传递的热量,第三项为热辐射传递的热量,第四项为热对流传 递的热量,右边第一项为耗散源,第二项为热弹性源,第三项为热辐射源。

假定试样未受外部载荷作用的初始理想状态时,耗散源和热弹性源的值都为零,定义*t*=0<sup>-</sup>时刻为载荷作用前的初始时刻,则初始时刻的式(2.34)为:

图 2.3 隔热装置与参考试样

$$\rho C(\frac{\partial T_{zou}(x, y, t)}{\partial t})\Big|_{t=0^{-}} - k\Delta_2 T_{zou0}(x, y) + \frac{2\sigma_e \varepsilon_m T_{zou0}^4(x, y)}{e} + \frac{2h}{e} [T_{zou0}(x, y) - T_{zou0}^{air}(x, y)] = r_{zou}(x, y, t)$$
(2.35)

其中,  $T_{zou0}(x, y)$ 和 $T_{zou0}^{air}(x, y)$ 分别为 $t = 0^-$ 时刻试样和环境的初始温度。若定义温度 变化 $\theta_{zou}(x, y, t) = T_{zou}(x, y, t) - T_{zou}^{air}(x, y, t)$ , 式(2.34)减式(2.35)可得:

$$\rho C\left(\frac{\partial \theta_{zou}(x, y, t)}{\partial t} - \left[\frac{\partial \theta_{zou}(x, y, t)}{\partial t}\right]_{t=0^{-}}\right) - k\Delta_{2}\theta_{zou}(x, y, t) 
+ \frac{2\sigma_{e}\varepsilon_{m}[T_{zou}^{4}(x, y, t) - T_{zou0}^{4}(x, y, t)]}{e} + \frac{2h}{e}\theta_{zou}(x, y, t) - \frac{2h}{e}[T_{zou}^{air}(x, y, t) - T_{zou0}^{air}(x, y, t)]$$

$$(2.36)$$

$$= d_{1}(x, y, t) + S_{th}(x, y, t) + [r_{zou}(x, y, t) - r_{zou0}(x, y, t)]$$

由于温度变化 $\theta_{zou}(x, y, t)$ 非常小,根据 Taylor 公式将 $T_{zou}^4(x, y, t)$ 展开得,

$$T_{zou}^{4}(x, y, t) = [T_{zou0}(x, y) + \theta_{zou}(x, y, t)]^{4} \approx T_{zou0}^{4}(x, y) + 4T_{zou0}^{3}(x, y)\theta_{zou}(x, y, t)$$
(2.37)

上式移项得:  $T_{zou}^4(x, y, t) - T_{zou0}^4(x, y) = 4T_{zou0}^3(x, y) \cdot \theta_{zou}(x, y, t)$ 。若假定 $\tau_{ray}$ 和 $\tau_{conv}$ 分别 是与热辐射和热对流有关的常数:

$$\tau_{ray} = \frac{\rho C e}{8\sigma_e \varepsilon_m T_0^3} \tag{2.38}$$

$$\tau_{conv} = \frac{\rho C e}{2h} \tag{2.39}$$

则关于对于热辐射和热对流带来的热量损失,可定义一个与时间的常数  $\tau_{h}^{2D}$  表示:

$$\frac{1}{\tau_{th}^{2D}} = \frac{1}{\tau_{conv}} + \frac{1}{\tau_{ray}}$$
(2.40)

将式(2.38)和(2.39)代入式(2.40)可得,

$$\tau_{th}^{2D} = \frac{\rho Ce}{8\sigma_e \varepsilon_m T_0^3 + 2h} \tag{2.41}$$

其中,加载试样和参考试样的 *τ*<sup>2D</sup><sub>*h*</sub>相等,可通过的试样预加热试验来确定。将式 (2.41)导入式(2.36),可得加载试样热传导方程为,

$$\rho C\left(\frac{\partial \theta_{zou}(x, y, t)}{\partial t} - \left[\frac{\partial \theta_{zou}(x, y, t)}{\partial t}\right]\right|_{t=0^{-}}\right)$$
  

$$-k\Delta_{2}\theta_{zou}(x, y, t)$$
  

$$+\rho C\frac{\theta_{zou}(x, y, t)}{\tau_{th}^{2D}}$$
  

$$-\frac{2h}{e}\left[T_{zou}^{air}(x, y, t) - T_{zou0}^{air}(x, y)\right]$$
  

$$= d_{1}(x, y, t) + S_{th}(x, y, t) + \left[r_{zou}(x, y, t) - r_{zou0}(x, y, t)\right]$$
  
(2.42)

式(2.42)中,左边 $\frac{2h}{e}[T_{zou}^{air}(x, y, t) - T_{zou0}^{air}(x, y, t)]$ 项表示实验过程中环境温度的变化,右边 $[r_{zou}(x, y, t) - r_{zou0}(x, y, t)]$ 项表示实验过程中辐射源的变化。

参考试样标定区域Ω<sub>ref</sub>的热传导方程与上述是一致的,如前文所述,因为参考 试样无载荷的作用,耗散源和热弹性源都等于零。参考试样通过点接触与三点固定 装置联接,相互间热传导可认为等于零。因此,热耗散方程(2.42)简化为,

$$\rho C\left(\frac{\partial \theta_{ref}(x', y', t)}{\partial t} - \left[\frac{\partial \theta_{ref}(x', y', t)}{\partial t}\right]_{t=0^{-}}\right) + \rho C \frac{\theta_{ref}(x', y', t)}{\tau_{th}^{2D}} - \frac{2h}{e} [T_{ref}^{air}(x', y', t) - T_{ref 0}^{air}(x', y')]$$

$$= [r_{ref}(x', y', t) - r_{ref 0}(x', y', t)]$$
(2.43)

其中,参考试样标定区域的温度变化 $\theta_{ref}$ 、外部环境温度变化 $T_{ref}^{air}$ 和辐射源 $r_{ref}$ 三者 对热传导方程的影响最大。

## 2.3.3. 热传导方程简化

假定在试验过程中,环境因素对加载试样和参考试样的标定区域Ω<sub>zou</sub>和Ω<sub>ref</sub>的 温度变化影响时一致,通过比较加载试样的热耗散方程(2.42)与参考试样方程(2.43) 之间的差值来降低环境温度变化引起的噪声。

试验中有参考试样和加载试样 2 个温度采集窗口,由于大小和位置等都难以完 全一致,通过 2 个试样间的图像间相减的方法是不合理的。由于参考试样未受疲劳 载荷作用,其表面温度大致为均匀的,故取参考试样表面温度的平均值作减法更合 理。式(2.43)为Ω<sub>ref</sub>面上的平均值,文中定义参考试样空间平均温度变化*θ*<sub>ref</sub>(*t*)为:

$$\theta_{ref}(t) = \frac{1}{\Omega_{ref}} \int_{\Omega_{ref}}^{1} \theta_{ref}(x, y, t) dx' dy'$$
(2.44)

将式(2.43)在空间内积分,可得,

$$\rho C\left(\frac{\partial \theta_{ref}(t)}{\partial t} - \left[\frac{\partial \theta_{ref}(t)}{\partial t}\right]\right|_{t=0^{-}}\right) + \rho C \frac{\theta_{ref}(t)}{\tau_{th}^{2D}} - \frac{2h}{e}\left[T_{ref}^{air}(t) - T_{ref\ 0}^{air}\right] = \left[r_{ref}(t) - r_{ref\ 0}(t)\right] \quad (2.45)$$

将式(2.42)和式(2.45)相减,得加载试样标定区域Ω<sub>zou</sub>的热耗散方程为:

$$\rho C[\left(\frac{\partial \theta_{zou}(x, y, t)}{\partial t} - \frac{\partial \theta_{ref}(t)}{\partial t}\right) - \left(\left[\frac{\partial \theta_{zou}(x, y, t)}{\partial t}\right]\right|_{t=0^{-}} - \left[\frac{\partial \theta_{ref}(t)}{\partial t}\right]\right|_{t=0^{-}}\right) \\
-k\Delta_{2}\theta_{zou}(x, y, t) + \rho C \frac{\theta_{zou}(x, y, t) - \theta_{ref}(t)}{\tau_{th}^{2D}} \\
-\frac{2h}{e}\left(\left[T_{zou}^{air}(x, y, t) - T_{zou0}^{air}(x, y)\right] - \left[T_{ref}^{air}(t) - T_{ref0}^{air}\right]\right) \\
= d_{1}(x, y, t) + S_{th}(x, y, t) + \left(\left[r_{zou}(x, y, t) - r_{zou0}(x, y, t)\right] - \left[r_{ref}(t) - r_{ref0}(t)\right]\right)$$
(2.46)

若假定环境因素对标定区域 $\Omega_{zou}$ 和 $\Omega_{ref}$ 的影响相同,可知:

$$T_{zou}^{air}(x, y, t) - T_{zou0}^{air}(x, y) = [T_{ref}^{air}(t) - T_{ref0}^{air}]$$
(2.47)

$$r_{zou}(x, y, t) - r_{zou0}(x, y, t) = r_{ref}(t) - r_{ref0}(t)$$
(2.48)

为简化公式,取加载与参考试样之间的温度差值 $\theta(x, y, t) = \theta_{zou}(x, y, t) - \theta_{ref}(t)$ ,并将式(2.47)和(2.48)代入式(2.46)可得:

$$\rho C\left(\frac{\partial \theta(x, y, t)}{\partial t} - \frac{\partial \theta(x, y, t)}{\partial t}\Big|_{t=0^{-}}\right) - k\Delta_{2}\theta_{zou}(x, y, t) + \rho C\frac{\theta(x, y, t)}{\tau_{th}^{2D}} = d_{1}(x, y, t) + S_{th}(x, y, t)$$

$$(2.49)$$

其中,左边第一项为吸收的热量,储存在材料内部并导致温度升高,第二项为热传导带来的热量损失,第三项为热对流和热辐射带来的热量损失,右边第一项为耗散源,第二项为热弹性源。方程左边第一项中 $\frac{\partial\Delta\theta(x,y,t)}{\partial t}\Big|_{t=0^-}$ 代表材料的在初始时刻 热漂移,这个热漂移同样说明了即使在初始时刻材料局部并非是一个绝对稳定的热平衡场。假定标定区域 $\Omega_{zou}$ 内的平均耗散能代表这个区域内任一点的耗散能,则热传导方程(2.49)表示热量在标定区域 $\Omega_{zou}$ 内平均值。取 $\theta(t) = \theta_{zou}(t) - \theta_{ret}(t)$ ,可得:

$$\rho C(\frac{\partial \theta(t)}{\partial t} - \frac{\partial \theta(t)}{\partial t}\Big|_{t=0^{-}}) - k \frac{1}{S_{zou}} \int_{\Omega_{zou}} \theta_{zou}(x, y, t) dx dy + \rho C \frac{\theta(t)}{\tau_{th}^{2D}} = d_1(t) + S_{th}(t) \quad (2.50)$$

上式(2.50)左边第二项 $k \frac{1}{S_{zou}} \int_{\Omega_{zou}} \theta_{zou}(x, y, t) dx dy$ 可简化,若假定在试样在沿y方向上的温度变化是恒定的,标定区域 $\Omega_{zou}$ 内温度变化 $\theta_{zou}(x, y, t)$ 也就等于沿x方向的温度变化 $\theta_{zou}(x, t)$ :

$$\theta_{zou}(x, y, t) = \theta_{zou}(x, t) ; \quad \frac{\partial^2 \theta_{zou}(x, y, t)}{\partial^2 y} = 0$$
(2.51)

同时,若假定试样因截面热对流引起的热量损失为零(属一维问题),热传导计算式(2.50)为:

$$\rho C\left(\frac{\partial \theta(t)}{\partial t} - \frac{\partial \theta(t)}{\partial t}\Big|_{t=0^{-}}\right) - k \frac{1}{lu} \int_{lu} \frac{\partial^2 \theta_{zou}(x,t)}{\partial^2 x} dx + \rho C \frac{\theta(t)}{\tau_{th}^{2D}} = d_1(t) + S_{th}(t) \quad (2.52)$$

方程(2.52)是关于 $\theta(t)$ 的线性方程,故可直接实现耗散源 $d_1(t)$ 和热弹性源 $S_{th}(t)$ 之间的解耦。定义 $\theta_{d_1}$ 和 $\theta_{th}$ 分别为耗散源和热弹性源引起的温度变化,总的温度变化  $\theta$ 可表示为:

$$\theta = \theta_{d_1} + \theta_{th} \tag{2.53}$$

加载试样标定区域 $\Omega_{zou}$ 内温度变化 $\theta_{zou}$ 可表示为:

$$\theta_{zou} = \theta_{zou \, d_1} + \theta_{zou \, th}$$

因此, 方程(2.52)由耗散源和热弹性源两部分组成:

$$\rho C\left(\frac{\partial \theta_{d_1}(t)}{\partial t} - \frac{\partial \theta_{d_1}(t)}{\partial t}\Big|_{t=0^-}\right) - \frac{k}{lu} \int_{-lu/2}^{lu/2} \frac{\partial^2 \theta_{zou\,d_1}(x,t)}{\partial^2 x} dx + \rho C \frac{\theta_{d_1}(t)}{\tau_{th}^{2D}} = d_1(t) \qquad (2.54)$$

$$\rho C\left(\frac{\partial \theta_{th}(t)}{\partial t} - \frac{\partial \theta_{th}(t)}{\partial t}\Big|_{t=0^{-}}\right) - \frac{k}{lu} \int_{-lu/2}^{lu/2} \frac{\partial^2 \theta_{zouth}(x,t)}{\partial^2 x} dx + \rho C \frac{\theta_{th}(t)}{\tau_{th}^{2D}} = S_{th}(t) \qquad (2.55)$$

#### 2.3.4. 热弹性源和耗散源求解

时间常数 $\tau_{h}^{2D}$ 只与材料与环境间热对流和热辐射项引起的热量交换有关,而与热 传导项无关,其值与材料自身属性和材料表面与环境间的热交换率有关。由参考试 样的热耗散方程(2.43)可求解出 $\tau_{h}^{2D}$ :

$$\rho C\left(\frac{\partial \theta_{ref}(x', y', t)}{\partial t} - \left[\frac{\partial \theta_{ref}(x', y', t)}{\partial t}\right]_{t=0^{-}}\right)$$
$$+\rho C \frac{\theta_{ref}(x', y', t)}{\tau_{th}^{2D}} - \frac{2h}{e} \left[T_{ref}^{air}(x', y', t) - T_{ref 0}^{air}(x', y')\right]$$
$$= \left[r_{ref}(x', y', t) - r_{ref 0}(x', y', t)\right]$$

其中,  $\tau_{th}^{2D}$ 为热对流和热辐射导致的热量传递。文中假定  $\tau_{th}^{2D}$ 在整个标定区域内的  $\Omega_{ref}$ 均匀分布,  $\tau_{th}^{2D}$ 可表示试样在标定区域 $\Omega_{ref}$ 内平均值。测定  $\tau_{th}^{2D}$ 的实验过程中, 若同时假定试验区域环境温度  $T_{ref}^{air}(t)$ 的变化和内部辐射源  $r_{ref}(t)$  对温度变化的影响为 零, 方程(2.43)为:

$$\left(\frac{\partial \theta_{ref}(t)}{\partial t} - \left[\frac{\partial \theta_{ref}(t)}{\partial t}\right]\right|_{t=0^{-}}\right) + \frac{\theta_{ref}(t)}{\tau_{th}^{2D}} = 0$$
(2.56)

由上式可知,时间常数 $\tau_{th}^{2D}$ 与材料自身的密度 $\rho$ 、热传导系数C无关。同时,式 (2.56)也可写为求解出初始 $t=0^{-}$ 时刻温度变化 $\theta_{ref}(t)$ 的方程:

$$\theta_{ref}(t) = \tau_{th}^{2D} \left[ \frac{\partial \theta_{ref}(t)}{\partial t} \right] \Big|_{t=0^{-}} (1 - e^{\frac{t}{\tau_{th}^{2D}}}) = A(1 - e^{\frac{t}{\tau_{th}^{2D}}})$$
(2.57)

若加载试样施加的应力为零时,式(2.56)可写为:

$$\left(\frac{\partial \theta_{zou}(t)}{\partial t} - \left[\frac{\partial \theta_{zou}(t)}{\partial t}\right]\right|_{t=0^{-}}\right) + \frac{\theta_{zou}(t)}{\tau_{th}^{1D}} = 0$$
(2.58)

其中,加载试样的 *τ*<sup>2D</sup><sub>th</sub> 也是由于与热对流和热辐射导致热量损失相关的时间常数,其 值仍可通过预热试验法(pre-heating),即预先加热后测量温度随时间变化的幂指数 曲线拟合得到。

材料温度的升高取决于产生热量的值、自热源的分布与强度、材料的密度、比 热容、热传导特性以及热交换环境等。从热力学角度看,材料温升由耗散源、热弹 性源和辐射源等导致,但与疲劳损伤相关的耗散能仅与耗散源有关,将热耗散方程 解耦,分离出准确的耗散能是要解决的难点问题。

在疲劳载荷作用下,由热弹性源S,的求解公式可得,

$$S_{th} = -T_{zou} \left(\alpha - \frac{1}{E^2} \frac{\partial E}{\partial T} \sigma_{xx}\right) \frac{d\sigma_{xx}}{dt}$$
(2.59)

其中,若已知加载应力随时间变化的微分  $\frac{d\sigma_{xx}}{dt}$ 后,可求出耗散源  $S_h$ ,而由热弹性 效应引起的温度变化  $\theta_h$  直接求出后,方程(2.55)可做简化。在初始  $t = 0^-$  时刻,试验 机加载应力等于平均应力  $\sigma_m$ ,此时热弹性源为零,引起的局部温升变化也为零,即  $\frac{\partial \theta_h(t)}{\partial t}\Big|_{t=0^-} = 0$ ,故可将式(2.55)做线性处理:

$$\frac{\partial \theta_{th}(t)}{\partial t} + \frac{\theta_{th}(t)}{\tau_{th}^{2D}} = \frac{S_{th}(t)}{\rho C}$$
(2.60)

若疲劳载荷为正弦波 $\sigma = \sigma_m + \sigma_a \sin(2\pi ft)$ ,其中 $\sigma_m$ 和 $\sigma_a$ 分别为平均应力和应力 幅值。当实验加载频率为 $f = 14H_z$ ,与加载频率相关的热弹性效应引起温度变化远 大于与热量损失相关的时间常数 $\tau_{th}^{2D}$  ( $2\pi f \tau_{th}^{2D} \Box 1$ ),因此在绝热过程中这部分 $\tau_{th}^{2D}$ 的热弹性效应为零: $\frac{\theta_h(t)}{\tau_{th}^{2D}} = 0$ 。

在高周疲劳加载时,标定区域的应变场是均匀的,假定热弹性源在标定区域内 也是均匀分布的,同时假设温度变化过程中杨氏模量是常数( $\frac{\partial E}{\partial t} = 0$ ),联合式 (2.59)和(2.60)可得,

$$\theta_{th} = -\frac{\alpha T_{zou\,0}}{\rho C} (\sigma_{xx} - \sigma_m) \tag{2.61}$$

其中,  $T_{zou0}$ 为t=0时刻标定区域内 $\Omega_{zou}$ 的平均温度。

由上述分析可知,若已知外部输入的加载应力信号 $\sigma_{xx}$ 可计算出热弹性效应引起的温度变化 $\theta_{th}$ ;进而将 $\theta_{th}$ 代入式(2.53),若测量到温度变化信号 $\theta$ ,可计算出耗散源引起的温度变化 $\theta_{d_1}$ ;将 $\theta_{d_2}$ 代入式(2.54),最终可得到耗散源 $d_1(t)$ 。

### 2.3.5. 耗散能计算

要根据热耗散方程得到试样的耗散能,须运用红外热像仪观测温度变化,得到如下温度场数据:加载试样标定区域的温度场数据 $T_{zou}(x, y, t)$ ;参考试样标定区域的温度场数据 $T_{ref}(x', y', t)$ ;测量试验开始前的加载试样与参考试样的初始温度场,

实际上,试样初始温度场并不能达到绝对稳定,定义t=0时刻的初始温度场为 求解热耗散方程的初始边界条件;疲劳加载后的加载和参考试样的实时温度场。每 次耗散能测量的实验需连续记录 20s 加载试样和参考试样标定区域Ω<sub>zou</sub> 与Ω<sub>ref</sub> 内的 温度场数据,共分二个阶段:第一阶段(Step01)为初始 5s 的调整时间,作用为适 应疲劳试验机液压系统的加载特性,确保加载应力保持恒定<sup>[94]</sup>,此阶段温度场为热 传导方程初始边界条件。第二阶段(Step02)为后续 15s 的疲劳加载时间,作动器开 始加载并持续至实验结束,此阶段温度场数据用来求解热传导方程。

将滤波处理后的加载试样和参考试样标定区域内的温度场数据和疲劳试验机的 实时载荷信号一起导入,可将热弹性源 $S_{th}(t)$ 移除,并分离出耗散源 $d_1(t)$ ,在一个循 环周期 $t_f = 1/f$ 内,对耗散源 $d_1(t)$ 积分可得单循环疲劳耗散能 $E_{d_1}^i$ ,

$$E_{d_1}^i(t) = \int_{t-\frac{t_f}{2}}^{t+\frac{t_f}{2}} d_1(t)dt$$
(2.62)

其中,  $t_f = 1/f$ 为第*i*个循环周期。为提高计算精度,文中定义 $t_m = 9s$ (8s至17s)内单个循环内的耗散能 $E_{d_1}^i(t)$ 的平均值为单循环平均疲劳耗散能 $E_{d_1}^m$ ,如图2.4所示:

$$E_{d_1}^m(t) = \frac{1}{t_m} \int_{t_0}^{t_0+t_m} E_{d_1} dt$$
(2.63)

此外,还可计算出一定的时间周期 $t_c$ 内的累积疲劳耗散能 $E_{d_1}^c$ 为,

$$E_{d_1}^c(t) = \int_0^{t_c} d_1(t) dt$$
 (2.64)

耗散能计算的整个过程通过 MATLAB 软件编程实现自动化求解,只需将红外 热像仪采集的温度场信号文件导入即可得到最后的疲劳耗散能、平均疲劳耗散能和 累积耗散能等数据,提高了计算效率。



图 2.4 单个循环内的疲劳耗散能计算方法

# 2.4. 耗散能计算实例

#### 2.4.1. 实验材料及方法

本文的实验材料为汽车工业中广泛使用的 316L 低碳奥氏体不锈钢与 DP600 双 相钢,其化学成分如表 2.1 所示,热力学参数如表 2.2 所示。

薄板疲劳试样均取自钢板的轧制方向,同一组试样由同一炉材料制取,按照国标《金属轴向疲劳试验方法》(GB/T 3075-82)要求,加工成矩形截面轴向加载光滑试样,标定区域内截面长度*lu*=30*mm*,截面宽度*lv*=20*mm*,厚度为2*mm*,其几何尺寸如图 2.5 所示,在标定区域与夹持段采用圆弧曲线过渡,以减少应力集中的影响。每次实验之前,均对试样进行表面质量的检验,不允许有锈蚀或伤痕。此外,首先在疲劳试验机上通过单调拉伸和压缩试验,得到 316L 不锈钢和 DP600 双相钢的弹性模量屈服强度、抗拉强度和抗压强度等力学性能参数,如图 2.6、表 2.3 所示,其中图 2.6 表示 2 种材料的应变在 0.5%以内的三次拉伸试验曲线图,表 2.3 中的抗压强度指的是薄板试样发生压缩失稳时的最大抗压强度。



#### 图 2.5 疲劳试样的几何形状

表 2.1 316L 不锈钢和 DP600 双相钢的化学成分(%)<sup>[18]</sup>

	С	Mn	Р	S	Si	Cr	Ν	Мо	Ni	Al
316L	0.03	2	0.045	0.03	0.75	16-18	0.01	2-3	10-14	
DP600	0.074	0.84	0.038	0.002	0.217	0.702	0.005			0.04
表 2.2 316L 和 DP600 的热力学参数(20°C)										
材料	$\rho$	密度 kg·m <sup>-2</sup>	<sup>3</sup> C /	比热容 $J \cdot kg^{-1}$	$\cdot K^{-1}$	热弹 k <sub>/</sub> m	性系数 $^{-1} \cdot K^{-1}$	线膨胀 α <sub>/</sub> 10 <sup>-6</sup>	系数 $\cdot K^{-1}$	参考文 献
316L		7960		500		1	14	14.8	3	[143]
DP600	7800		460			64		10.5		[144]
表 2.3 316L 和 DP600 的力学参数										
材料	E/c	GPa	0.02% 屈服强 $R_{p0.02\%}$ /MP	ē度 Pma	0.2%屈服 <i>R<sub>p0.2%</sub> /</i>	强度 MPa	抗拉强度 $\sigma_{_b}$ /MPa	抗压	强度(压 T <sub>compress</sub>	缩失稳) /MPa
316L	18	6	220		295		590		-223	
DP600	21	2	295		394		600		-145	



图 2.6 316L 不锈钢与 DP600 双相钢的拉伸试验曲线

每次耗散能测量实验需连续记录 20s 加载试样和参考试样标定区域Ω<sub>zou</sub> 与Ω<sub>ref</sub> 内的温度场数据,共分二个阶段:第一阶段(Step01)为初始 5s 的调整时间,其作 用为适应疲劳试验机液压系统的加载特性,确保加载应力保持恒定,此阶段内的温 度场数据为求解热传导方程的初始边界条件。第二阶段(Step02)为后续 15s 的加载 时间,疲劳试验机的作动器开始加载并持续至实验结束,此阶段温度场数据用来求 解热传导方程。

# 2.4.2. 热力学常数计算

文中的加载试样和参考试样使用同样的材料,标定区域 $\Omega_{zou}$ 和 $\Omega_{ref}$ 内的时间常数 $\tau_{th}^{2D}$ 相等。实验装置如图 2.2 所示,对参考试样预加热后,通过红外热像仪记录标定区域温度的变化,图 2.7 为 DP600 试样标定区域的温度下降曲线。因为参考试样与固定装置之间为 3 点接触,因而可以忽略两者之间的热传导。式(2.57)中的参数A和 $\tau_{th}^{2D}$ ,由图 2.7 中的试样标定区域内温升下降曲线可拟合求出。如对应于图 2.7 中的DP600 双相钢试样,拟合出的时间常数 $\tau_{th}^{2D}$ 的值为 214 s。



图 2.7 时间常数的测定方法(DP600 双相钢)<sup>[18]</sup>

#### 2.4.3. 检测门限计算

在温度场数据采集时,需设定一个检测门限,将采集到的信号与检测门限对 比,大于检测门限为有信号,小于检测门限时表示只有噪声。通过分析温度观测过 程中的噪声影响因素,最后计算疲劳耗散能的检测门限,验证不同试样之间测量值 差异性。实际温度场测量实验中,由于仪器自身误差,不管采取何种措施,总会出 现测量噪声。当误差由与测试条件无关的系统性或随机性因素造成时,可假定误差 的值是试验过程中与观测信号平均值相关的常数。假定试样材料参数 *pC* 的值是常 数,且红外热像仪的系统误差经过良好校正。

以疲劳载荷 $\sigma_{max}$  =230MPa 作用下的 316L 不锈钢材料的耗散能试验为例,其实验结果如图 2.8 表示,其中实线表示参考试样标定区域 $\Omega_{ref}$ 内的单循环疲劳耗散能,细虚线表示加载试样标定区域 $\Omega_{zou}$ 内的单循环疲劳耗散能,粗虚线表示加载试样理论上的真实耗散能。



图 2.8 真实疲劳耗散能与实验疲劳耗散能误差

实验表明,不同的实验中,加载试样(噪声2)和参考试样(噪声1)总存在噪声,这2个噪声水平基本相同。由于实验过程中,参考试样表面无任何耗散源,故外部疲劳载荷带来的耗散能为零,耗散能全部由随机误差导致,该工况下参考试样耗散能的观测数据(噪声1)可定义为其检测门限。

文中通过 38 组疲劳耗散能观测实验,首先得到不同材料的不同试样在不同初始 温度下的疲劳耗散能和平均疲劳耗散能,继而基于该实验数据,分别计算相应疲劳 耗散能的检测门限。疲劳耗散能 *E*<sub>d<sub>1</sub></sub>的实验数据如图 2.9 所示,图中的红色点线表示 疲劳耗散能的噪声水平,可知疲劳耗散能 *E<sup>i</sup>*<sub>d</sub>的检测门限约为 320*J*·*m*<sup>-3</sup>·*cycle*<sup>-1</sup>,图 2.9 黑色实线为噪声信号的平均值,由于无疲劳载荷作用,耗散能值在零值上下波 动,平均值约为 13*J*·*m*<sup>-3</sup>·*cycle*<sup>-1</sup>。与总的耗散能的值相比,这么小的噪声信号可以 忽略,从而保证了文中耗散能计算方法的准确性。



图 2.10 累积疲劳耗散能的实验数据

此外,图 2.10 为累积疲劳耗散能 *E*<sup>c</sup><sub>d</sub>的实验数据,初始 3 个循环内也有明显波动,同样是由滤波方法及初始条件的随机误差导致的,红色实线表示累积耗散能的噪声水平,黑色实线表示耗散能的平均值,计算出检测门限为 37 *J*·*m*<sup>-3</sup>·*cycle*<sup>-1</sup>。随着循环次数的增加,疲劳耗散能受噪声影响越大,计算出的平均疲劳耗散能和累积疲劳耗散能的值误差越大,这也是文中采样时间选取 20s 内的重要原因。

根据上述耗散能计算方法、时间常数实验确定方法及噪声分析,最终计算出时 间常数和单循环疲劳耗散能和平均疲劳耗散能的检测门限,如表 2.4 所示。

材料	$ au_{_{th}/_{ m S}}^{_{2D}}$	单循环疲劳耗散能检测门限 $\pm 2\sigma_{E_{d_1}^i(t)}/J\cdot m^{-3}\cdot cycle^{-1}$	平均疲劳耗散能检测门限 $\pm 2\sigma_{_{\!$
316L	374	377	111
DP600	214	340	100

	81
衣 2.4 316L 和 DP600 的波 穷耗散 胞位测门 1限;	

#### 2.4.4. 实验验证

本节以 316L 不锈钢试样在疲劳载荷*σ*<sub>max</sub> =230MPa(低于其屈服强度 295MPa) 作用下的耗散能试验为例,来分析耗散能计算的全部过程,并验证耗散能计算方法 的准确性。

疲劳试验用的 316L 不锈钢试样均取自钢板的轧制方向,其几何尺寸如图 2.5 所示,厚度为 2mm。为避免发射光的干扰,每个试样的表面均匀喷有一层薄的发射率为 0.93 的黑色亚光漆。其热力学参数如表 2.2 所示。疲劳试验采用的疲劳载荷为 $\sigma = \sigma_m + \sigma_a \sin(2\pi ft)$ ,循环应力比 $R_\sigma = 0.2$ ,加载频率  $f = 14H_Z$ 。耗能能实验分为二个阶段,初始 5s 稳定时间及后续 15s 加载时间。为验证隔热装置的效果,对比了设置隔热装置前后耗散能的变化,如图 2.11 所示。未设置隔热装置时,环境因素导致耗散能波动很大,难以得到变化规律。设置隔热装置后,耗散能变得平稳,文中的隔热装置有效的降低了环境因素的影响。





加载试样标定区域Ω<sub>zou</sub>内的局部温升曲线如图 2.12 所示,热弹性源*S*<sub>th</sub> 作用导致 局部的平均温度在 0.12°C 的范围内上下波动(热弹性效应)。同时,耗散源的作用 则使平均温度随循环次数增加而逐渐升高。参考试样标定区域Ω<sub>ref</sub>内的局部温升曲 线如图 2.13 所示,反映出在整个耗散能实验过程中,环境因素也会对试样局部温升 产生影响。将加载试样和参考试样标定区域内的局部温升取差值,并导入载荷信 号,去除热弹性效应影响,经滤波平滑处理后最终得到局部温升曲线(中心实 线),如图 2.14 所示。由于试验机的液压系统在极短时间内激活疲劳载荷,耗散源 也被瞬间激活,对应在温度变化信号的初始位置有个明显的转折点。将上述局部温 升曲线数据代入方程(2.62),最终得到耗散能*E*<sub>d</sub>(*t*)变化曲线,如图 2.15 所示。取均 值,得到 316L 不锈钢试样单位体积的单循环平均耗散能*E*<sup>m</sup><sub>d</sub>为 1,467 *J*·*m*<sup>-3</sup>·*cycle*<sup>-1</sup>, 远高于其检测门限值。



图 2.14 去除热弹性效应的局部温升曲线



图 2.15 单循环耗散能的变化曲线

由上述实例分析可知,对于高周疲劳过程而言,局部温升变化非常小(如 σ<sub>max</sub>=230MPa时,局部温升变化在 0.15℃内),热弹性效应和环境因素对局部温升 的影响不容忽视。已有的直接用局部温升作为指标快速预测高周疲劳参数的方法 (如单线法、双线法等)并不准确,而以计算出的单循环耗散能作为指标,研究高 周疲劳全破坏过程中耗散能变化与疲劳寿命、疲劳极限等高周疲劳参数之间的关系 则更为合理。此外,DP600 双相钢试样的多次实验结果也验证了耗散能计算方法的 准确性。

### 2.5. 本章小结

本章针对高周疲劳过程中的微热变化,基于热力学理论和红外热像技术,提出 了一种高周疲劳耗散能计算方法:

(1)在搭建的基于红外热像的疲劳实验平台中,为降低环境温度的变化对试样 温度场的影响,设置一个不施加载荷的参考试样;设计了一套三点固定装置夹持参 考试样,使固定装置与参考试样之间为点接触;为降低外部光线等对夹头和试样等 的影响设计了一套隔离装置,使整个实验区域为一密闭的空间。

(2) 在耗散能计算方法中,采用一个参考试样来降低环境温度和初始过程中不 平衡热力学行为对加载试样的影响,通过采集载荷输入信号来去除热弹性效应引起 的温度变化;得到单循环疲劳耗散能、平均疲劳耗散能和累积疲劳耗散能的计算公 式及检测门限。最后,通过实例分析验证了疲劳耗散能计算方法的有效性。

(3) 整个耗散能计算通过 MatLAB 编程实现,只需将热像仪采集到的温度场和 实验机的载荷谱导入即可,节省了工作时间,方便工程应用。

基于该计算方法求解出准确的耗散能,为研究疲劳载荷下耗散能的变化规律, 耗散能与微观结构演化、宏观疲劳极限、疲劳寿命等之间的关系提供了可能。

# 第3章 疲劳过程中耗散能与微结构演化关系研究

# 3.1. 引言

在第2章中,运用红外热像技术,观测金属材料高周疲劳过程中的微热变化, 通过设置合理的实验方案以降低环境温度的影响,推导出单循环疲劳耗散能的理论 表述,获得了相对准确的疲劳载荷下的单循环疲劳耗散能。疲劳载荷下的塑性变形 使材料内部微结构发生了不可逆的变化,导致材料或结构发生疲劳损伤,塑性应变 能大部分以热能的形式释放出来,使材料试样的温度升高。因此,疲劳过程中材料 的宏观热耗散与内部微结构演化有密切的关系。深入开展疲劳耗散能与疲劳微结构 演化关系方面的研究,对更好的理解材料疲劳损伤的宏微观机理具有很大的价值。

本章首先推导出初始瞬态和稳态能量耗散区域的疲劳耗散能计算公式,并使用 应变片同步测量塑性应变能。在低于材料屈服强度(纯弹性区间)的疲劳载荷作用 下,根据第2章中建立的疲劳耗散能计算方法,计算出稳态热耗散时单循环疲劳耗 散能;然后以该耗散能为基准,观测拉伸载荷、阶梯疲劳损伤和等变幅疲劳等不同 载荷历程下疲劳耗散能的变化规律,研究疲劳耗散能与微结构演化之间的关系,疲 劳耗散能是否是疲劳损伤评估的有效指标,看是否能表征材料微结构演化。

# 3.2. 疲劳过程中耗散能变化规律

本节首先基于薄板假设,在热力学理论框架下,推导疲劳过程中的初始瞬态能量耗散阶段和稳态能量耗散阶段的能量平衡方程及疲劳耗散能计算公式。继而基于 红外疲劳实验系统,以汽车工业中常用的 316L 不锈钢和 DP600 双相钢为研究对 象,研究不同疲劳载荷作用下疲劳耗散能、塑性应变能和储能的变化规律。

#### 3.2.1. 疲劳耗散能的理论计算

疲劳过程是包含弹性应变能、塑性应变能、粘弹性应变能、热传导、热辐射、 热对流、储能等复杂能量耗散的准静态不可逆热力学状态,不同能量对疲劳损伤中 的影响也不同。在热力学框架下,在一个循环周期内,材料单位体积内的机械功, 耗散能和储能可由表示为能量平衡方程,

$$W_m^i = E_{d_1}^i + E_{st}^i (3.1)$$

其中, W<sup>*i*</sup><sub>m</sub>、 E<sup>*i*</sup><sub>d<sub>1</sub></sub>和 E<sup>*i*</sup><sub>st</sub>分别表示第*i*次循环下的输入机械功、导致温度升高和热能损失的耗散能和使材料内部微结构发生改变的储能。基于初始瞬态和稳态能量耗散阶段的能量平衡方程, 推导不同能量耗散阶段材料试样耗散能的计算公式。

疲劳载荷下,机械功W<sup>i</sup><sub>m</sub>与变形过程中的循环应力应变迟滞回线的面积有关,单 个循环内的机械功W<sup>i</sup><sub>m</sub>可表示为,

$$W_m^i = W_{ve}^i + W_n^i \tag{3.2}$$

其中,粘弹性迟滞能 $W_{\nu e}^{i}$ 对应于宏观可逆的迟滞应变 $\overline{\varepsilon}_{\nu e}$ ,塑性应变能 $W_{p}^{i}$ 对应于宏观 不可逆的塑性应变 $\overline{\varepsilon}_{p}$ 。塑性应变能 $W_{p}$ 可从总的机械功 $W_{m}$ 中分离出来,在沿 $\overline{x}$ 轴的 疲劳载荷作用下,由式(1.6)可得单循环塑性应变能 $W_{p}^{i}$ 为,

$$W_{p}(t) = \int_{t-\frac{t_{f}}{2}}^{t+\frac{t_{f}}{2}} \sigma(t) \frac{\partial \varepsilon^{p}(t)}{\partial t} dt$$
(3.3)

其中,  $\sigma(t)$  和 $\varepsilon^{p}(t)$  分别表示沿x 轴方向的应力和塑性变形。

联立方程(3.1)和(3.2),可知在第*i*个疲劳循环周期内,材料单位体积内的能量平衡方程为,

$$W_m^i = E_{d_1}^i + E_{st}^i = W_{ve}^i + W_p^i \tag{3.4}$$

与温升变化的三阶段论(图 1.6)类似,疲劳全过程中材料能量耗散现象同样可 划分为三个变化阶段:第一阶段是初始瞬态能量耗散阶段。此阶段试样与环境的温 差很小,对流过程中的热量损失少,大部分热量耗散用于提高试样的温度,试样表 面平均温度变化较快,同时,随着试样表面平均温度的升高,材料的耗散能也不断 增大。第二阶段是稳态能量耗散阶段。经历足够大的循环次数后,试样表面平均温 度值趋于稳定,其热量耗散与其和环境间的热量交换大致相等,也称为热平衡区 域。对于大多数钢材料,在高周疲劳试验过程中其温度变化范围很小。第三阶段是 试样破坏前失稳能量耗散阶段。此阶段试样的耗散能快速增加,局部塑性变形出 现,微观裂纹进入宏观扩展阶段。试样裂纹裂尖能量快速释放,导致试样表面温度 在很短时间内快速上升,同时试样表面出现不均匀的热弹性源。对于初始瞬态能量 耗散区域:

$$W_{p}^{i} + W_{ve}^{i} = E_{d_{1}}^{i} + E_{st}^{i}$$
(3.5)

对于稳态能量耗散区域:

$$W_{ve}^{i} = E_{d_{1}}^{i} + E_{st}^{i}$$
(3.6)

将方程(3.5)移项,可得初始瞬态热耗散阶段理想材料试样单位体积内单循环疲劳耗 散能的计算公式,

$$E_{d_{i}}^{i} = W_{p}^{i} + W_{ve}^{i} - E_{st}^{i}$$
(3.7)

大量实验研究表明<sup>[95]</sup>,对于理想弹塑性金属材料,高周疲劳过程中,在低应力水平循环作用下,可逆的粘弹性迟滞能 $W_{ve}^{i}$ 不产生储能,而全部转化为热能耗散;不可逆的塑性应变能转化为热能耗散和导致材料微观损伤的储能,即塑性应变能 $W_{p}^{i}$ 转化为热耗散能  $E_{d_{1}}^{i}$ 和储能  $E_{s_{t}}^{i}$ 两部分<sup>[94]</sup>,其中储能  $E_{s_{t}}^{i}$ 全部由塑性应变能 $W_{p}^{i}$ 产生,且  $E_{s_{t}}^{i} \leq W_{p}^{i}$ 。 材料若在正的循环应力比作用下( $R_{\sigma} > 0$ ),经历足够多的循环周次后,即试 样表面达到稳定热耗散状态后,与耗散能 $E_{d_1}^i$ 的值相比,塑性应变能 $W_p^i$ 非常小可以 忽略,即 $W_p^i << E_{d_1}^i$ 。文中定义为该状态下的受力状态为弹性迟滞区间(elastic hysteretic domain)<sup>[95]</sup>。在弹性迟滞区间内耗散能的测量过程中,材料的宏观变形可恢 复,不会产生额外的塑性损伤,这在后续实验中也得到验证。基于上述假设,将方 程(3.7)简化,可得到稳定热耗散阶段单循环疲劳耗散能 $E_{d_1}^i$ 的计算公式,

$$E_{d_i}^i = W_{ve}^i = W_m^i \tag{3.8}$$

上式表明,当达到稳定热耗散状态时,忽略塑性应变能的作用,试样耗散能全部由 粘弹性迟滞能作用导致。而粘弹性迟滞能与材料微观结构演化(内摩擦效应、内阻 尼等)直接相关<sup>[95]</sup>,因而有可能将耗散能与材料的微观结构演变联系起来。当材料 微观结构不发生改变时,粘弹性迟滞能大小相等,试样耗散能也是不变的。反之, 当微观结构发生改变时,耗散能也会随之变化。

#### 3.2.2. 疲劳实验方法

316L 不锈钢和 DP600 双相钢的力学和热力学参数如第 2 章中的表 2.3、表 2.2 和表 2.4 所示。整个高周疲劳试验在红外热像仪、SIGLAB 工作站和疲劳试验机组成的红外疲劳实验平台上进行。施加单疲劳载荷 $\sigma(t) = \sigma_m + \sigma_a \sin(2\pi ft)$ ,循环应力比  $R_\sigma = 0.2$ 和加载频率  $f_L = 14$  Hz。

本节的疲劳实验中,对应每级疲劳载荷,每次实验用一根新的试样,以避免上 一级疲劳载荷可能带来的残余塑性变形影响。疲劳实验方案如表 3.1 所示, 316L 和 DP600 各取 12 级疲劳载荷水平,共 12 根试样。每一级载荷水平进行 2 次耗散能实 验,第 1 次用于计算初始瞬态热耗散区域耗散能,第 2 次用于计算一定循环次数后 稳定热耗散区域的耗散能。由于在不同的疲劳载荷作用下,试样表面达到稳定热耗 散区域所需的循环次数有不同,如表 3.1 所示。在低的载荷水平下,材料塑性变形极 少或没有,因此达到稳定热耗散所需的循环次数就少。反之,高的疲劳载荷水平 下,发生塑性变形,达到稳定热耗散区域所需的疲劳循环多。

高周疲劳中的耗散能测量中,因为是在低应力的作用下,应变非常小,疲劳试验机液压伺服系统的引起的系统误差要考虑,因为对于液压系统控制的加载,通常在达到设定的负载之前通常有短时间的波动。因此,每次耗散能测量的实验需连续记录 20s 加载试样和参考试样标定区域 Ω<sub>zou</sub> 与 Ω<sub>ref</sub>内的温度场数据,分二个阶段: 第一阶段:初始 5s 的调整时间,作用为适应疲劳试验机液压系统的加载特性,确保加载应力保持恒定,此阶段的温度场数据为求解热传导方程的初始边界条件。第二阶段: 后续 15s 的加载时间,作动器开始加载并持续至实验结束,此阶段温度场数据用来求解热传导方程。

实验试样	疲劳载荷 $\sigma_{ m max}$	稳定循环次数 $N_{stable}$	温度	应变
316L-01	180	1,000	IR	
316L-02	200	1,000	IR	
316L-03	220	3,000	IR	
316L-04	240	3,000	IR	
316L-05	260	3,000	IR	
316L-06	280	3,000	IR	Strain
316L-07	290	3,000	IR	
316L-08	300	3,000	IR	
316L-09	310	5,000	IR	Strain
316L-10	320	5,000	IR	Strain
316L-11	350	5,000	IR	
316L-12	370	5,000	IR	
DP600-01	220	1,000	IR	
DP600-02	240	1,000	IR	
DP600-03	260	3,000	IR	
DP600-04	280	3,000	IR	
DP600-05	300	3,000	IR	
DP600-06	320	3,000	IR	
DP600-07	340	3,000	IR	
DP600-08	360	3,000	IR	
DP600-09	380	5,000	IR	Strain
DP600-10	400	5,000	IR	Strain
DP600-11	420	5,000	IR	Strain
DP600-12	440	5,000	IR	

表 3.1 疲劳加载实验方案

塑性应变能计算中,对应于应变测试中,在 316L-06、316L-09、3316L-10 和 DP600-09、DP600-10、DP600-11 试样标定区域背部的中心位置,各粘贴一个 350Ω 应变片(型号: Vishay, CEA-06-250UW-350),用四分之一桥(U=8V)连接,如图 3.2 所示。文中通过 SIGLAB 工作站同时采集应力和应变信号,采样频率为 51200  $H_z$ ,如图 3.1 所示。加载应力 $\sigma_{xx}(t)$ 由试样的轴向力 $\bar{F}(t)$ 除标定区域的截面积  $S_{cross}$ 得,

$$\sigma_{xx}(t) = \frac{\vec{F}(t)}{S_{cross}}$$
(3.9)

其中,轴向力 $\vec{F}(t)$ 可在疲劳试验机载荷传感器的控制系统里面直接获取。应变 $\varepsilon_{zou}(t)$ 通过在试样标定区域的中心位置,观测试样的背面,粘贴一个 350  $\Omega$ 应变片 (Vishay, CEA-06-250UW-350)连接四分之一桥 (U=8V),如图 3.2 所示。



图 3.1 SIGLAB 工作站



图 3.2 粘贴应变片的试样

塑性应变能计算方法具体如图 3.3 所示,其中图 3.3a)为随时间t变化的应力信 号 $\sigma(t)$ 示意图,图 3.3c)为随时间t变化的总的应变信号 $\varepsilon(t)$ 示意图,图 3.3b)则为一 个循环内的循环迟滞回线示意图。单位体积的塑性应变能 $W_p(t)$ 就是循环应力应变迟 滞回线包围的面积,但塑性应变能 $W_p(t)$ 不能对于任意的时间t积分计算,必须在指 定的时间段内 [ $t_i, t_i + 1/f$ ]积分得到,这个时间段对应着两个连续的最小应力  $\sigma_{\min}(t)$ ,也可选择两个连续的最大应力 $\sigma_{\max}(t)$ 。



#### 图 3.3 单循环塑性应变能计算方法

由图 3.3 中迟滞回线包围的面积可知, 第i次循环的塑性应变能为,

$$W_p^i = \sigma_{\max}^i \Delta \varepsilon^{pi} \tag{3.10}$$

$$\Delta \varepsilon^{pi} = \varepsilon_{\min}^{p\,i+1} - \varepsilon_{\min}^{p\,i} \tag{3.11}$$

其中,  $\sigma_{\max}^{i}$ 为第*i*次循环时的最大应力,  $\Delta \varepsilon^{pi}$ 为第*i*次循环时的塑性应变,  $\varepsilon_{\min}^{pi}$ 为第*i*次循环开始前的塑性应变。总的应变  $\varepsilon_{\min}^{i}$  由塑性应变  $\varepsilon_{\min}^{pi}$  和弹性应变  $\varepsilon_{\min}^{ei}$  组成,

$$\mathcal{E}_{\min}^{p\,i} = \mathcal{E}_{\min}^{i} - \mathcal{E}_{\min}^{e\,i} \tag{3.12}$$

将(3.12)代入(3.11)可得,

$$\Delta \varepsilon_{\min}^{pi} = (\varepsilon_{\min}^{i+1} - \varepsilon_{\min}^{i}) + (\varepsilon_{\min}^{ei} - \varepsilon_{\min}^{ei+1})$$
(3.13)

又由 $\varepsilon_{\min}^{e_i} = \frac{\sigma_{\min}^i}{E}$ ,式(3.13)可写为,

$$\Delta \varepsilon_{\min}^{p\,i} = (\varepsilon_{\min}^{i+1} - \varepsilon_{\min}^{i}) + \frac{1}{E} (\sigma_{\min}^{i} - \sigma_{\min}^{i+1})$$
(3.14)

其中,  $\sigma_{\max}^{i}$  和  $\varepsilon_{\max}^{i}$  可对负载信号进行最小二乘估计拟合得到。若液压伺服系统工作 正常, 第*i* 次和第*i*+1 次循环最小应力的差值 ( $\sigma_{\min}^{i} - \sigma_{\min}^{i+1}$ )等于零。此时, 塑性应变 的变化  $\Delta \varepsilon_{\min}^{pi}$  就等于第*i* 次和第*i*+1 次循环的总的应变的差值 ( $\varepsilon_{\min}^{i+1} - \varepsilon_{\min}^{i}$ ), 此时, 式 (3.14)变为,

$$\Delta \varepsilon_{\min}^{p\,i} = \varepsilon_{\min}^{i+1} - \varepsilon_{\min}^{i} \tag{3.15}$$

这样,通过测量加载应力 $\sigma_{xx}(t)$ 和加载试样标定区域 $\Omega_{zou}$ 内的总应变 $\varepsilon_{zou}(t)$ 可得到塑性应变能 $W_n$ ,而与应力与应变之间的相位差无关。

## 3.2.3. 结果与讨论

在塑性应变能的实验之前,首先通过多次实验验证了粘贴应变片前后对温度场 测量的影响。

选取 2 个 316L 不锈钢试样, 1 个试样粘贴应变片, 1 个试样未粘贴, 如图 3.2 所示。在相同实验条件下( $R_{\sigma} = 0.2$ ,  $f_L = 14$  Hz), 对应于疲劳载荷  $\sigma_{max} = 220$  MPa 和 $\sigma_{max} = 280$  MPa, 计算出粘贴应变片前后的疲劳耗散能  $E_{d_1}^i$ , 如图 3.4 所示。



图 3.4 粘贴应变片前后试样的疲劳耗散能(316L 不锈钢)

图 3.4 中实线表示为未粘贴应变片的试样曲线,点线表示粘贴应变片的试样曲线,虚线表示 316L 不锈钢材料的耗散能检测门限,约为 377 J·m<sup>-3</sup>·cycle<sup>-1</sup>。当疲劳

载荷  $\sigma_{max} = 280 \text{ MPa}$ 时,粘贴应变片后的耗散能要低一些,对应于 2 个不同的加载应 力,粘贴应变片前后对计算出的耗散能波动趋势一致,对稳定能量耗散阶段的耗散 能均值计算无明显影响,粘贴应变片造成的测量误差可以忽略。事实上,由于整个 高周疲劳试验过程中,加载试样标定区域内温度的变化在 1°*C*之内,可认为应变片 的温度变化保持恒定,对试样温度场测量无影响。

(一) 316L 不锈钢

316L 不锈钢薄板试样施加的循环应力比  $R_{\sigma}$ =0.2,加载频率 f=14 $H_Z$ ,最大疲劳 载荷  $\sigma_{max}$  从 150MPa 到 370MPa,间隔 20MPa 共计 12 级疲劳载荷水平。对应每级疲 劳载荷水平,在初始瞬态能量耗散和稳态能量耗散阶段分别进行 1 次耗散能测量实 验。通过文中建立的耗散能计算方法,直接将红外热像仪记录的温度场数据(\*.ptw 格式)导入编制的 MATLAB 耗散能计算程序中,可快速计算出疲劳耗散能。在最 大疲劳载荷水平为 $\sigma_{max}$ =280MPa、 $\sigma_{max}$ =310MPa 和 $\sigma_{max}$ =320MPa 的试样后粘贴应 变片,可计算单循环塑性应变能。不同疲劳载荷水平下初始瞬态、稳态热耗散阶段 的单循环疲劳耗散能、单循环塑性应变能的变化规律如图 3.6 所示,图中实线表示

在疲劳实验开始的初始瞬态能量耗散阶段(initial cycles),进行第 1 次的耗散 能实验,如图 3.6a)、c)和 e)所示。当加载开始后,疲劳试验机作动器开始启动瞬 间,材料即产生快速的塑性应变,初始约 30 次循环内快速趋向稳定,该现象是由材 料的自适应效应(rapid adaptation)导致。类似的,单个循环内的耗散能迅速增加并 逐渐稳定,其后续变化规律与塑性应变能变化是一致的,这个阶段对应能量耗散过 程中的初始瞬态能量耗散区域,试样标定区域内典型温度场分布如图 3.5a)所示。



a) 初始瞬态能量耗散阶段



b) 稳态能量耗散阶段

图 3.5 不同能量耗散阶段的热像图

经历相当多的循环次数后(所需循环次数由疲劳载荷水平高低决定),材料试 样完全进入不可逆热力学的动态平衡状态,即稳态能量耗散阶段(stable cycles), 此时再开始第2次的耗散能实验,结果如图 3.6 中 b)、d)和 f)所示。从图中可知,单 循环疲劳耗散能的波动变小,点线表示的单循环塑性应变能也变得很小,其值与噪 声信号(检测门限)大致是一个水平,与耗散能相比,塑性应变效应导致的塑性应

变能可以忽略(远小于耗散能),这个阶段对应能量耗散过程中的稳态能量耗散区域,试样标定区域内典型温度场分布如图 3.5b)所示。

在初始瞬态能量耗散阶段,疲劳耗散能 *E<sup>i</sup><sub>d</sub>*的变化由外部疲劳载荷带来的塑性应 变能 *W<sup>i</sup><sub>p</sub>* 和粘弹性迟滞能 *W<sup>i</sup><sub>ve</sub>* 来确定。在稳态能量耗散区域,与疲劳耗散能 *E<sup>i</sup><sub>d</sub>* 相 比,塑性应变能 *W<sup>i</sup><sub>p</sub>* 可以忽略。此外,图 3.4b)、d)和 f)中第 2 次耗散能测量中初始也 有塑性应变能的快速下降现象,只要作动器重新启动就会产生塑性应变,该现象是 材料的快速自适应效应 (rapid adaptation),这与 Boulanger<sup>[145]</sup>的研究结论一致。在 稳定能量耗散区域,与前文中预测疲劳参数的局部温升法的温度变化规律相似,耗散能的变化也基本保持恒定,且由于实验中设置了隔热装置及参考试样,耗散能比 温度变化更为均匀和准确。

此外,当疲劳载荷水平低于其屈服极限时(*R*<sub>0.2%</sub>=295MPa),如图 3.4(a)施加的疲劳载荷为 280MPa时,在初始疲劳循环阶段(140次循环内),塑性应变能接近零,表明材料未发生塑性应变;而当疲劳载荷高于其屈服极限时,如图 3.4(c)和(e)所示,初始阶段的塑性应变能逐渐变得显著。对于稳定疲劳循环阶段,即使施加的疲劳载荷水平高于屈服强度,塑性应变能仍然变的很小,与疲劳耗散能相比,可以忽略不计,此时的受力状态为第 3.2.1 节中定义的弹性迟滞区间。

(二) DP600 双相钢

DP600 双相钢试样的循环应力比  $R_{\sigma}$ =0.2,加载频率 f=14 $H_Z$ ,疲劳载荷  $\sigma_{max}$  从 220MPa 到 420MPa,间隔 20MPa 共计 12 级疲劳载荷水平。对应每级疲劳载荷,进行 2 次耗散能实验,在疲劳载荷  $\sigma_{max}$  为 380MPa、400MPa 和 420MPa 的试样后粘贴 应变片,得到的疲劳耗散能、塑性应变能的变化规律如图 3.6 所示,图中实线表示耗散能,虚线表示塑性应变能,点划线表示检测门限,其它结果见附录 C。

与 316L 不锈钢材料类似,在第 1 次的初始瞬态能量耗散区域,疲劳耗散能  $E_{d_1}^i$ 的变化由外部疲劳载荷带来的塑性应变能  $W_p^i$  和粘弹性迟滞能  $W_{ve}^i$  来确定。在稳态能量耗散区域,与耗散能  $E_{d_1}^i$  相比,塑性应变能  $W_p^i$  可以忽略。与 316L 不锈钢材料不同的是,如图 3.7 中所示,在初始瞬态能量耗散区域的 40 次循环内,材料塑性应变能迅速升高后快速下降,并趋于稳定。这与 DP600 双相钢材料的循环硬化与软化特性有关。

同样的,在初始瞬态疲劳循环阶段,当施加的疲劳载荷水平低于 DP600 双相钢的屈服极限(*R<sub>0.2%</sub>*=395MPa)时,塑性应变能接近零,而当疲劳载荷水平高于其屈服极限时,初始阶段的塑性应变能逐渐变得显著。对于稳定疲劳循环阶段,即使施加的疲劳载荷水平高于其屈服强度,塑性应变能仍然变的很小,与疲劳耗散能相比,可以忽略不计。





本节在构建的红外疲劳实验平台基础上,通过在试样上粘贴应变片计算出单循 环塑性功,研究一种同步计算疲劳载荷作用下储能的方法。

储能是材料内部微结构演化所耗散的能量,与疲劳损伤直接相关,具有更实际 的物理意义。从能量的角度考虑,线缺陷(即位错)是最重要的类型,点缺陷和面 缺陷导致的能量耗散占总储能的比例很小。位错密度的增加会使位错间的耗散能增 加,但位错之间的相互作用又会使位错移动速度降低,同时影响耗散能的大小。位 错密度增加和位错移动速度降低这两个效应同时发生,互相制约,因此通过仅通过 测量耗散能的并不能同时区分开这两种效应。同样,位错密度的增加会也导致材料 储能的增加。储能的大小是由位错密度和位错之间的相互作用两方面来决定的,因 此,即使材料具有同样的位错密度,也可能得到不同的储能<sup>[13]</sup>。此外,在材料微观 结构中位错边界位置处,高的位错密度和低的位错密度同时存在,这些位置处的材 料属性的差异很大,导致材料在晶粒尺度层面有不均质的现象。同样,一个晶粒有 不同的滑移面,每个晶体的塑性变化和位错的运动的方向是有规则的。在晶粒层面 上,起初阶段位错的运动和产生是无规律的。当应力增加时,这种现象会一直向其 他的晶粒层扩展。每个晶粒上的塑性变形是不同的,并且随着应变的不断增加,材 料的塑性变形区逐渐出现。

储能是与疲劳损伤直接相关,获取储能的值具有更实际的物理意义,一般储能 计算方法为间接方法<sup>[125]</sup>,分别用 2 个试样测量出机械功和耗散能,然后根据能量平 衡方程计算储能。即便分开测量机械功和耗散能,采用的加载频率也不同。这是因 为在测定耗散能时,一方面需要足够高的加载频率(3Hz 以上)使试样出现可测量 的温升;另一方面加载频率高会使机械功难以准确测量。此外,由于机械能和耗散 能的不能同步观测,因而无法实时观测储能的变化。

针对上述问题,基于构建的红外疲劳实验平台,在试样的一侧采用红外热像仪 记录温度场,计算出耗散能;在另一侧粘贴应变片,计算的塑性应变能,这样可实 现同步测定并计算出疲劳耗散能和塑性应变能,为储能实时计算提供可能。由能量 平衡方程,可得不同阶段储能的计算公式。对于初始瞬态能量耗散区域,定义为第 1次疲劳耗散能计算:

$$E_{st}^{i1} = W_p^{i1} + W_{ve}^{i1} - E_{d_1}^{i1}$$
(3.16)

对于稳态能量耗散区域, 定义为第2次疲劳耗散能计算:

$$E_{st}^{i2} = W_{ve}^{i2} - E_{d_1}^{i2} \tag{3.17}$$

在稳态能量耗散区域,导致疲劳损伤的储能值很小( $E_{st}^{i2} \approx 0$ ),可假定耗散能全部 由粘弹性迟滞能转化而成,故式(3.17)可写为:

$$W_{ve}^{i2} = E_{d_1}^{i2} \tag{3.18}$$

通过稳态能量耗散区域的第 2 次耗散能实验,可求解出粘弹性迟滞能 $W_{ve}^{i2}$ 。若假定疲劳过程中粘弹性迟滞能保持不变,则 $W_{ve}^{i1} = W_{ve}^{i2}$ ,故式(3.16)可写为:

$$E_{st}^{i1} = (W_p^{i1} + W_{ve}^{i2}) - E_{d_1}^{i1}$$
(3.19)

将第2次耗散能实验的结果代入式(3.19),可得初始瞬态能量耗散阶段的储能。

若初始能量耗散阶段和瞬态能量耗散阶段的单循环疲劳耗散能与塑性应变能求 出之后,联立式(3.18)和(3.19)可计算出储能。对于文中的 316L 不锈钢和 DP600 双相 钢 2 种金属材料而言,依据上述方法计算出的储能 *E*<sup>i1</sup><sub>st</sub>很小,大部分在其检测门限以 下,难以与噪声区分开来。尽管如此,文中尝试为储能的确定提供一个思路,如果 通过更精确的实时同步测量疲劳的应变场和温度场的方法,如采用 DIC 法等非接触 式应变实验测量方法等来降低粘贴应变片对能量平衡方程的影响,获取精确的储能 值将成为可能。

# 3.3. 不同微结构演化过程中疲劳耗散能变化规律

以低于屈服强度下的疲劳耗散能为基准,观测拉伸载荷、阶梯疲劳载荷和等变 幅疲劳等不同载荷历程下材料发生损伤行为时该耗散能的变化规律,研究疲劳耗散 能与微结构演化之间的关系,是否可作为疲劳损伤评估的有效指标。由于材料在不 同载荷历程作用下,如单调加载和疲劳加载,从材料的微结构演化来看,其位错密 度和位错的空间分布也不同,验证疲劳耗散能是否表征材料该过程的微结构演化。

#### 3.3.1. 拉伸损伤实验

首先计算出弹性区间内的疲劳耗散能,然后以该耗散能为损伤评估的指标,研 究拉伸损伤前后该耗散能与材料微结构演化间的关系。

拉伸载荷作用下的试验在红外疲劳试验平台上进行,同时在加载试样的背面粘贴应变片同步记录其损伤前后的塑性变形,由于材料在拉伸载荷下只发生拉伸损伤,塑性变形为正值并可做简单累加。拉伸实验加载顺序为 316L 不锈钢:  $\sigma_{max} = 230$  MPa 到 450MPa 和 DP600 双相钢:  $\sigma_{max} = 240$  MPa 到 460MPa,间隔 20MPa 共 12 级载荷水平,记录每次拉伸载荷作用的前后应变值,直到应变片失效。 在每次拉伸作用后进行 1 次测试疲劳载荷(弹性迟滞区间)作用下的耗散能测量, 采用的测试疲劳载荷为:  $\sigma_{max} = 230$  MPa (316L)和 $\sigma_{max} = 240$  MPa (DP600),其中循环应力比 $R_{\sigma}=0.2$ ,频率 f = 14 Hz,实验方案如图 3.8a)和图 3.9a)所示。

实验结果如图 3.8b)和图 3.9b)所示,塑性应变随拉伸载荷增加而增大,这与单调 拉伸的曲线(图 2.5)相类似,表征材料内部微结构的不断演化。由图 3.8b)和图 3.9b)可知,在每次耗散能实验前后,塑性应变值大致相等,表明弹性迟滞区间内的 疲劳载荷未对材料损伤产生影响。

同样的,由图 3.8c)和图 3.9c)可知,单循环疲劳耗散能随着塑性应变的增加而逐渐增大。由于耗散能实验均用同一加载条件,也说明耗散能增大来源于因为拉伸载 荷带来的塑性变形,即材料内部微结构的改变。换而言之,单循环疲劳耗散能可用

来表征拉伸载荷作用导致的材料内部微结构演化。此外,拉伸载荷下的耗散能及塑性应变实验均在2种材料的多个试样上得到验证。



图 3.8 拉伸损伤前后材料塑性应变、耗散能变化规律(316L 不锈钢)



图 3.9 拉伸损伤前后材料塑性应变、耗散能变化规律(DP600 双相钢)

#### 3.3.2. 疲劳损伤实验

本节研究疲劳载荷作用下,材料发生疲劳损伤前后测试耗散能的变化规律及其 与微观结构演变之间的联系。

316L 不锈钢和 DP600 双相钢的疲劳损伤实验方案如图 3.12 和图 3.10 所示。图 中的每个点代表 2 个连续的实验过程:首先在该点对应的疲劳载荷 $\sigma_{max}$ 下加载至稳 定热耗散状态;接着在相同的加载条件下,记录温度场数据并计算疲劳耗散能。整

个实验方案分为 4 个阶段(Phase01-Phase04),每个阶段对应不同的加载应力及研究目的,耗散能的结果如图 3.11(316L 不锈钢)和图 3.13(DP600 双相钢)所示,横坐标表示疲劳载荷 $\sigma_{max}$ ,纵坐标表示单循环疲劳耗散能  $E_a^m$ 。

(一) 316L 不锈钢

Phase01:研究材料试样在初始状态时对应阶梯疲劳加载应力下的单循环耗散能变化规律。该阶段阶梯加载疲劳载荷 $\sigma_{max}$ 从 100MPa 到 250MPa,每间隔 10MPa 进行 1 次实验,直至 A 点。图 3.11 结果表明,单循环耗散能 $E_{d_1}^m$ 随着最大加载疲劳载荷的不断升高而逐渐增加(正方形),因施加的最大疲劳载荷在其屈服强度( $\sigma_b=295$ MPa)以下,在这个过程中未发生塑性变形。

Phase02: 分为 2 个阶段: 第 1 个阶段与 Phase01 相同,加载疲劳载荷  $\sigma_{max}$  从 100MPa 到 250MPa,每间隔 10MPa 进行 1 次耗散能测量,目的是验证 Phase1 结果 的有效性。由图 3.11 可知,Phase02 耗散能的值(圆形)与 Phase01(正方形)基本 重合,也说明此时材料仍未发生塑性变形。第 2 个阶段,加载应力 250MPa 到 400MPa,每 10MPa 进行 1 次实验,直至 B 点。由于此阶段最大加载应力高于其屈 服强度,试样产生局部的塑性变形,相应的内部微结构也发生改变。为观测这个现象,在每次耗散能的测量实验后,进行相同加载条件(疲劳载荷水平  $\sigma_{max}=250$ MPa)的 16 次测量实验,对应图 3.12 中的 $D_0, D_1, D_2, \dots, D_{15}$ 。图 3.11 中结 果表明,与 Phase01 一样,在阶梯增加的疲劳载荷作用下,单循环疲劳耗散能(圆型)不断增加,相同加载条件下( $\sigma_{max}=250$ MPa),疲劳耗散能(实心圆)随阶梯 应力的增加也逐步增大。值得注意的是,在疲劳载荷 $\sigma_{max}=300$ MPa 实验后对应的  $D_7$ 点,在高于屈服强度的疲劳载荷作用下,塑性应变产生,内部微结构发生改变,导致疲劳耗散能快速增加,疲劳耗散能反映出材料内部微结构演化过程。

Phase03: 在 Phase2 最后一个疲劳载荷  $\sigma_{max}$  = 400 MPa 加载后的 B 点,试样出现 明显的塑性变形。与试样的初始状态相比,在 Phase02 结束时的 B 点试样的内部微 结构状态已发生明显变化,单循环耗散能也会相应改变。为验证这个现象,再次在 Phase03 阶段施加从 100MPa 增大到 400MPa 的疲劳载荷作用,每间隔 10MPa 进行 1 次耗散能实验。图 3.11 结果表明,在施加的最大疲劳载荷未超过  $\sigma_{max}$  = 400 MPa 时,Phase03 的疲劳耗散能(三角型)与 Phase02 第二阶段的疲劳耗散能大致相同 (空心圆),仍表征已发生内部结构改变后的 Phase02 完成时 B 点的热力学状态,

此时的耗散能比表征 Phase1 初始状态的耗散能要高,而 Phase02 下的单循环耗散能则可表征从 Phase1 初始状态 A 逐步演变到 Phase03 状态 B 的过程。

Phase04: 按照与 Phase03 相同的加载步骤,从 $\sigma_{max}$  =100 MPa 到 400MPa,每间隔 20MPa 进行 1 次耗散能的测量。Phase04 中加载的疲劳载荷为 $\sigma_{max}$  =400 MPa,不

会使试样产生额外的塑性变形,试样的微观结构不发生变化。因而,Phase04 的与 Phase03 耗散能应是相等的,图 3.11 的结果(十字型)验证了该结论的有效性。



图 3.10 DP600 双相钢疲劳损伤耗散能实验方案



图 3.11 316L 不锈钢疲劳损伤下的耗散能变化规律

(二) DP600 双相钢

Phase01:研究材料试样在初始状态时对应阶梯疲劳加载应力下的单循环耗散能变化规律。该阶段阶梯加载最大应力 $\sigma_{max}$ 从 120MPa 到 240MPa,每间隔 20MPa 进行 1 次实验,直至 A 点。图 3.13 结果表明,单循环疲劳耗散能 $E_{d_1}^m$ 随着最大应力的不断升高而逐渐增加(正方形)。

Phase02:同样分为 2 个阶段:第 1 个阶段与 Phase01 相同,加载疲劳载荷 $\sigma_{max}$ 从 120MPa 到 240MPa,每间隔 20MPa 进行 1 次耗散能测量,目的是验证 Phase1 结果的有效性。第 2 个阶段,加载应力 240MPa 到 440MPa,每间隔 20MPa 进行 1 次实验,直至 B 点。在每次耗散能的测量实验后,进行相同加载条件(疲劳载荷水平

 $\sigma_{max}$  =240MPa)的 16 次测量实验,对应图 3.10 中的 $D_0, D_1, D_2, ..., D_{15}$ 。图 3.13 中结 果表明,与 PhaseO1 一样,在阶梯增加的应力幅值作用下,单循环耗散能(圆型) 不断增加,相同加载条件下( $\sigma_{max}$  = 240 MPa),疲劳耗散能(实心圆)随阶梯应力 的增加也逐步增大。



图 3.12 316L 不锈钢疲劳损伤耗散能实验方案



图 3.13 DP600 双相钢疲劳损伤下的耗散能变化规律

Phase03: 在 Phase2 最后一个最大应力 440MPa 加载后的 B 点,试样出现明显的 塑性变形。与试样的初始状态相比,在 Phase02 结束时的 B 点试样的内部微结构状 态已发生明显变化,单循环耗散能也会相应改变。为验证这个现象,再次在 Phase03 阶段施加从 100MPa 增大到 440MPa 最大疲劳载荷作用,每 20MPa 进行 1 次耗散能 实验。图 3.13 结果表明,DP600 试样在 Phase02 下的单循环耗散能则可表征从 Phase1 初始状态 A 逐步演变到 Phase03 状态 B 的过程。

Phase04: 按照与 Phase03 相同的加载步骤,从 120MPa 到 440MPa,每 40MPa 进行 1 次耗散能的测量。Phase04 中加载的最大应力为 440MPa,不会使试样产生额

外的塑性变形,试样的微观结构不发生变化。因而, Phase04 的与 Phase03 耗散能应 是相等的,图 3.13 的结果(十字型)验证了该结论的有效性。

总之,316L和 DP600的实验结果是一致的:在阶梯加载应力作用下,试样内部的微观结构逐步改变,试样表面的耗散能也相应变化,当试样的微观结构无变化时,耗散能也保持不变,单循环耗散能可作为表征材料微结构演化的标识。这与 Chrysochoos关于部分疲劳损伤前后耗散能变化规律的研究结果相符。

综上所述,材料在不同载荷历程作用下,如单调加载和循环加载,从材料的微 结构演化来看,其位错密度和位错的空间分布也不同。在不同的加载类型作用和不 同循环加载次数下,在位错互相作用、滑移线改变和空穴产生等因素影响下<sup>[146-149]</sup>, 材料内部位错的分布是各有不同的,对应不同的微观形貌。图 3.14 是当铝合金材料 在循环应力 $\sigma_a$ =55MPa 作用下,变形分别图 3.14 为 0.1mm(左)和 3mm(右)时 TEM 透镜显微镜下材料的微观形貌<sup>[150]</sup>。



a) 0.1mm b)3mm 图 3.14 铝合金 3003 在变形为 0.1mm 和 3mm 时 TEM 透镜下的微观形貌<sup>[150]</sup>

拉伸载荷、阶梯载荷和疲劳载荷历程下的实验都表明:弹性迟滞区间内在低于 屈服强度的疲劳载荷作用下的单循环耗散能可作为表征材料微观结构演化的标识。 由于单循环耗散能计算所需的疲劳载荷远低于屈服强度,不会对材料产生额外损 伤,因此,弹性区间内的疲劳耗散能就有可能作为一种无损检测(NDT)的手段来 实时监测材料或结构的微结构演化或损伤情况,具有重要的理论和应用价值。

# 3.4. 疲劳耗散能在疲劳损伤监测中的应用

文中的耗散能比局部温升更加准确,用来实时检测材料疲劳过程中的损伤应更为合理。为此,以316L不锈钢试样为例,通过等应力幅和变应力幅作用下的疲劳试验来验证单循环耗散能是否可以实时监测疲劳过程中损伤的演化过程。

### 3.4.1. 等幅疲劳实验

等幅疲劳试验的疲劳载荷 $\sigma_{\text{max}}$ =370MPa ( $R_{\sigma}$ =0.2, f=14Hz),作为标识的耗散能对应的测试疲劳载荷为 $\sigma_{\text{max}}$ =230MPa,远低于其屈服强度,因此测试疲劳载荷
不会带来额外的疲劳损伤。疲劳实验分为 5 个阶段(Phase01-Phase05),在 Phase01 - Phase04 阶段,每间隔 30,000 次循环进行 1 次测试疲劳载荷下的耗散能实验,然后 在 Phase05 阶段加载至疲劳破坏,实验方案如图 3.15 所示。



图 3.15 等应力幅疲劳实验方案

文中分别取 2 根 316L 不锈钢试样 con001 和 con002 进行对比实验,每根试样均 加载至试样完全破坏, con001 和 con002 的疲劳寿命分别为 172,776 次和 186,255 次,实验结果如图 3.16 所示。在初始瞬态能量耗散阶段,在高于屈服强度的疲劳载 荷作用下,材料发生塑性变形,作为标识的疲劳耗散能迅速增加。经过一定的循环 次数,材料进入稳态能量耗散阶段后,材料进入弹性迟滞区间,作为标识的疲劳耗 散能保持不变,2 根试样的疲劳实验结果均反映了相同的变化规律。



图 3.16 等应力幅下疲劳耗散能变化规律

#### 3.4.2. 变幅疲劳实验

变幅疲劳试验的疲劳载荷分为 4 个阶段加载,前 3 个阶段(Phase01-Phase03)的疲劳载荷为 $\sigma_{max}$  = 280MPa、330MPa、380MPa( $R_{\sigma}$  = 0.2, f = 14Hz),每级疲劳载荷为加载 50,000次循环,之后疲劳载荷保持为 $\sigma_{max}$  = 380MPa 直至疲劳破坏,作为

标识的单循环疲劳耗散能对应的测试疲劳载荷为  $\sigma_{max}$  =230MPa, 仍取 2 根试样 con003 和 con004 在每级疲劳载荷加载前后进行 1 次疲劳耗散能试验,实验方案如图 3.17 所示。



图 3.17 变应力幅疲劳实验方案

2 根试样的变幅疲劳实验结果如图 3.18 所示,在屈服强度附近的 Phase01 阶段,施加的疲劳载荷为 $\sigma_{max}$  = 280MPa 时,材料塑性变形小,疲劳耗散能无明显增大。随着施加的疲劳载荷水平的提高,Phase02 阶段的 $\sigma_{max}$  = 330MPa 至 Phase03 阶段的 $\sigma_{max}$  = 380MPa,材料逐渐发生微观塑性变形并导致疲劳损伤,作为标识的疲劳耗散能也随之不断增加,疲劳耗散能对疲劳载荷的变化非常敏感。文中 2 根 316L 不锈钢试样的疲劳实验结果呈现相同的规律。





等应力幅和变应力幅下的疲劳试验均表明:低于屈服强度的疲劳载荷作用下的 单循环疲劳耗散能对材料自身状态的变化敏感,可作为材料损伤或内部微结构演化 的标识。由于疲劳耗散能计算基于热力学理论和红外热像技术,比基于经验的局部 温升更为准确,具有更实际的物理意义和理论价值。由于实验技术与工程实际结合的要求,若实际推广需要下一步更为细致的研究。

## 3.5. 本章小结

本章在分析疲劳过程的微观破坏机理、宏观能量耗散的基础上,深入研究了单循环疲劳耗散能、单循环塑性应变能与材料微结构演化之间的关系:

(1)在构建的红外疲劳实验平台上,通过粘贴应变片同步测定出单循环塑性应变能,分析了弹性迟滞区间内单循环耗散能和单循环塑性应变能的变化规律及储能计算方法,在初始瞬态能量耗散阶段,疲劳耗散能的变化由外部塑性应变能和粘弹性迟滞能来确定,而在稳态能量耗散区域,塑性应变能可以忽略,疲劳耗散能的变化全部由粘弹性迟滞能决定。

(2)为研究不同载荷历程下单循环疲劳耗散能与材料微结构演化之间的关系, 在低于材料屈服强度(纯弹性区间)的疲劳载荷作用下计算出的疲劳耗散能基础 上,分别比较了拉伸损伤、阶梯疲劳损伤前后该疲劳耗散能的变化规律,结果表明 弹性迟滞区间内的宏观疲劳耗散能可作为表征材料微结构演化的标识。

(3)以远低于屈服强度的疲劳载荷作用下的单循环疲劳耗散能为测试耗散能, 研究了等幅疲劳与变幅疲劳实验中该耗散能的变化规律,结果表明,测试耗散能可 作为实时监测材料损伤或内部微结构演化的标识,这为进一步的预测疲劳参数的耗 散能方法建立了物理基础。

# 第4章 基于稳态耗散能的疲劳性能快速预测方法研究

## 4.1. 引言

基于文中提出的耗散能计算方法,可得到准确的单个循环内的耗散能,为进一步研究基于耗散能的预测高周疲劳参数的能量法提供了可能。关于单循环疲劳耗散能与微结构演化之间的关系研究,证明了该耗散能是表征材料微结构演化的敏感指标,可用于疲劳损伤评估。对于高周疲劳而言,局部温升变化非常小(如 316L 材料疲劳载荷为 230MPa 时,局部温升仅为 0.15℃),热弹性效应和环境因素对局部温升的影响不容忽视,已有用局部温升作为损伤评估指标的预测方法值得商榷。

本章以计算出的单循环疲劳耗散能作为指标,研究高周疲劳稳态能量耗散阶段 耗散能变化与疲劳极限、*S*-*N*曲线和剩余寿命等疲劳性能参数之间的定量关系。首 先通过系列高周疲劳实验,实时监测金属材料疲劳全过程中的疲劳耗散能变化规 律。拟合对应不同疲劳载荷水平的稳态耗散能的变化曲线,建立一种基于稳态耗散 能的快速预测高周疲劳参数的方法,预测工程疲劳极限,拟合出疲劳耗散能-疲劳寿 命曲线,并与传统*S*-*N*曲线对比,验证耗散能-疲劳寿命曲线的准确性;最后推导 出基于稳态耗散能的 Miner 累积损伤模型,将该方法运用到剩余寿命预测及载荷顺 序效应研究。

## 4.2. 稳态耗散能变化规律

本节将单循环疲劳耗散能作为损伤评估的参数,以金属材料为研究对象,研究 稳态能量耗散阶段疲劳耗散能的变化规律。

## 4.2.1. 稳态耗散能计算

从疲劳能量耗散现象来看,与温升变化的三阶段论类似,疲劳全过程中材料能 量耗散现象分为三个变化阶段:一是初始瞬态能量耗散阶段。此阶段试样与环境的 温差很小,对流过程中的热量损失少,大部分热量耗散用于提高试样的温度,试样 表面平均温度变化较快,材料的耗散能也不断增大。二是稳态能量耗散阶段。经历 足够大的循环次数后,试样表面平均温度值趋于稳定,其热量耗散与其和环境间的 热量交换大致相等,也称为热平衡区域。三是失稳能量耗散阶段。此阶段试样的耗 散能快速增加,局部塑性变形出现,微观裂纹进入宏观扩展阶段。试样裂纹裂尖能 量快速释放,导致试样表面温度在很短时间内快速上升,耗散能急剧增大<sup>[151]</sup>。 温度是研究热耗散的最重要的参量,可以通过自热温度场的观测来研究疲劳过 程中的热现象,已有的疲劳过程中的热效应分析大都是利用先进的温度测量方法, 获得材料的温度变化规律,根据温度分布检测损伤的裂纹萌生与扩展,而耗散能则 是比温度更为准确的标识。材料单位体积内的能量平衡方程为,

$$W_m^i = E_{d_1}^i + E_{st}^i = W_{ve}^i + W_p^i$$
(4.1)

而在初始瞬态能量耗散区域:

$$W_p^i + W_{ve}^i = E_{d_1}^i + E_{st}^i$$
(4.2)

对于稳态能量耗散区域:

$$W_{ve}^{i} = E_{d_{1}}^{i} + E_{st}^{i}$$
(4.3)

将方程(3.5)移项,可得初始瞬态热耗散阶段理想材料试样单位体积内单循环耗散能的计算公式,

$$E_{d_{1}}^{i} = W_{p}^{i} + W_{ve}^{i} - E_{st}^{i}$$
(4.4)

若在正的循环应力比作用下( $R_{\sigma} > 0$ ),经历足够多的循环周次后,即试样表面达到稳定热耗散状态后,与耗散能 $E_{d_1}^i$ 的值相比,塑性应变能 $W_p^i$ 非常小可以忽略,即 $W_p^i << E_{d_1}^{i}$ <sup>[95]</sup>。方程(3.7)简化后可得到稳定热耗散阶段单循环耗散能 $E_{d_1}^i$ 的计算公式,

$$E_{d_{v}}^{i} = W_{ve}^{i} = W_{m}^{i} \tag{4.5}$$

上式表明,当达到稳定热耗散状态时,忽略塑性应变能的作用,试样耗散能全部由 粘弹性迟滞能作用导致,而粘弹性迟滞能与材料微观结构演化(内摩擦效应、内阻 尼等)直接相关<sup>[95]</sup>。疲劳寿命由裂纹萌生、裂纹扩展和失稳断裂寿命组成,高周疲 劳主要由裂纹萌生寿命为主。疲劳寿命受到应力大小、加载形式、频率效应、残余 应力、应力集中、尺寸效应、材料种类、热处理状态、机械加工、表面粗糙度、应 力腐蚀等诸多因素影响。开展疲劳失效全过程中耗散能变化的规律的研究,对确定 耗散能与疲劳寿命之间的定量关系有重要意义。

#### 4.2.2. 实验方法

疲劳试验在红外热像仪和疲劳试验机组成的红外疲劳试验系统上进行。实验材料为 316L 不锈钢材料, 施加疲劳载荷信号为 $\sigma = \sigma_m + \sigma_a \sin(2\pi ft)$ , 循环应力比  $R_{\sigma}=0.2$ ,加载频率 f = 14 Hz。本节选用汽车工业领域常用的 316L 不锈钢材料为研 究对象,在同一批次钢板上选取 30 个 316L 不锈钢薄板试样,编号为: FAT001 至 FAT030,共计 13 级疲劳载荷水平,每个试样均加载至疲劳破坏或 1,000,000 循环以上,实验方案如图 4.1 所示。

在整个高周疲劳实验过程中,每间隔 5,000 或 10,000 次循环再进行 1 次耗散能 实验,直至疲劳断裂。每次温度场测量实验需连续记录 20s 加载试样和参考试样标 定区域Ω<sub>zou</sub> 与Ω<sub>ref</sub> 内的温度场数据,分二个阶段:第一阶段:初始 5s 的调整时间,

作用为适应疲劳试验机液压系统的加载特性,确保加载应力保持恒定,第二阶段: 后续 15s 的加载时间,作动器开始加载并持续至实验结束。

试样编号	$\sigma_{_{ m max}}$ \MPa	疲劳寿命 $N_f$	$E_{d_1}^m \boldsymbol{J} \cdot \boldsymbol{m}^{-3} \cdot cycle^{-1}$	实验结果
FAT 001	440	64,300	40,633	
FAT 002	420	72,897	36,842	
FAT 003	420	76,087	38,425	
FAT 004	400	91,580	34,568	
FAT 005	400	105,348	34,183	
FAT 006	390	127,456		
FAT 007	380	145,770		
FAT 008	380	146,425	28,712	
FAT 009	380	149,296	25,245	
FAT 010	375	172,776	20,792	
FAT 011	375	184,285	19,982	
FAT 012	370	178,784	19,875	
FAT 013	350	164,713	19,178	
FAT 014	350	245,817	18,303	破坏
FAT 015	320	291,264	9,532	
FAT 016	320	277,642	10,475	
FAT 017	310	305,381	8,502	
FAT 018	310	663,809	6,006	
FAT 019	310	719,016	6,882	
FAT 020	310	345,773		
FAT 021	310	581,912	6,917	
FAT 022	310	503,891	7,582	
FAT 023	310	513,625	7,690	
FAT 024	310	465,469	6,560	
FAT 025	310	551,751	6,940	
FAT 026	310	482,605	7,429	
FAT 027	300	696,100	6,559	
FAT 028	300	1,000,000	4,773	
FAT 029	290	2,000,000	4,317	未破坏
FAT 030	280	2,000,000	3,499	

表 4.1 高周疲劳实验及耗散能数据

注: 30 组试样,其中 FAT005、FAT006 和 FAT020 的耗散能测量实验未记录有效数据。



### 4.2.3. 结果与讨论

在稳定能量耗散阶段,定义对应不同疲劳载荷下耗散能平均值为每级疲劳载荷下的单循环耗散能。为更好的观测疲劳全过程中耗散能变化规律,将疲劳循环次数正则化,高周疲劳实验及耗散能测量的部分结果如表 4.1 和图 4.2 所示,其中对应疲劳载荷  $\sigma_{max}$ = 420MPa(FAT002)、400MPa(FAT005)、380MPa(FAT008 和FAT0092 根)和 350MPa(FAT013)下的疲劳全过程的耗散能变化规律,如图 4.2a)所示。对应疲劳载荷  $\sigma_{max}$ 为 310MPa(FAT018)、300MPa(FAT027)、290MPa(FAT029)和 280MPa(FAT030)的耗散能变化规律,如图 4.2b)所示。

图 4.2 中每个点表示 1 次耗散能测量并计算出的耗散能值,在不同疲劳载荷作用 下的耗散能变化呈现出相同的规律。在初始疲劳寿命循环区间内,试样处于初始瞬 态能量耗散阶段,由于外部循环载荷的作用,试样内部微观结构发生塑性流变,导 致耗散能逐渐增加,表现为图中初始极短区间内的耗散能波动。当经历一定的疲劳 寿命循环次数后,试样达到稳态能量耗散阶段,内部微观结构演化达到准平衡态过 程,除去实验噪声的影响,试样单循环耗散能基本保持恒定。

当施加的疲劳载荷  $\sigma_{max} \geq 350 \text{ MPa}$  时,耗散能初始较高后变低趋向平稳,而当施加的疲劳载荷  $\sigma_{max} \leq 320 \text{ MPa}$  时,耗散能则是初始较低后变高趋向稳定,这也反映出材料在初始瞬态能量耗散阶段微结构发生的变化与稳态耗散能有内在关联。

Meneghetti<sup>[152, 153]</sup>曾采用温升下降曲线,研究了等幅疲劳过程中金属材料单位体 积单循环热耗散*Q*的变化规律,在稳态能量耗散阶段,假定疲劳载荷作用下单个循 环内的热耗散*Q*由试样与环境间的单位体积的热传导*H<sub>cd</sub>、*热传递*H<sub>cv</sub>*和热辐射*H<sub>ir</sub>* 所导致,其公式为:

$$Q = \frac{H_{cd} + H_{cv} + H_{ir}}{f}$$

$$\tag{4.6}$$







b)

图 4.2 疲劳全过程的耗散能变化曲线



图 4.3 基于 Meneghti 法的疲劳耗散能变化曲线<sup>[154]</sup>

其中,f为加载频率。Meneghetti 以 ANSI304 为研究对象,对应不同疲劳载荷作用下(从应力幅值 $\sigma_a$  = 360 MPa 到150 MPa)的单循环热耗散变化规律如图 4.3 所示。

与本文方法得到的图 4.2 相比,在疲劳载荷水平较高时( $\sigma_a \ge 200$  MPa),热耗散基本为常数。但 Meneghetti<sup>[155, 156]</sup>未考虑热弹性效应及环境因素的影响,在疲劳载荷水平较低时(如 $\sigma_a$ =180 MPa 时),热耗散波动较大,在 $\sigma_a \le 170$  MPa 时,热耗散的值在一个数值水平,热耗散未能体现不同疲劳载荷水平的作用。

总之,在相同的实验条件下,施加的疲劳载荷水平越高,材料内部微观结构塑 性流变越大,达到稳定能量耗散阶段时,所对应的耗散能的值就越大,而相应的高 周疲劳寿命越低,与 Meneghetti 的耗散能研究相比,文中的耗散能法更为精确。

## 4.3. 疲劳参数预测方法及模型

基于文中建立的红外疲劳实验平台快速计算出耗散能,研究耗散能与疲劳性能 参数之间的定量关系,构建基于耗散能的疲劳性能预测方法及相关预测模型。

#### 4.3.1. 快速预测疲劳极限

高周疲劳过程中,如果加载应力水平在疲劳极限之下,则耗散能的值很低且变 化不明显,如果加载应力水平在疲劳极限之上,耗散能则会快速升高,如图 4.2 所 示。通过耗散能快速预测高周疲劳极限的能量法,将不同加载应力下试样稳定能量 耗散阶段的耗散能与疲劳极限联系起来。

计算出材料疲劳极限以上的疲劳载荷所对应的单循环耗散能,并利用最小二乘 法将应力-单循环耗散能数据进行拟合。通过将回归直线外推来确定不引起材料耗散 能变化的疲劳载荷水平,并假定该点就是疲劳极限。该方法在高于材料疲劳极限低 于材料屈服极限的疲劳载荷下,通过阶梯式连续加载的方式,测定不同应力下的初 始温度梯度和相对稳定温升值,理论上只利用一根试件就可快速确定材料的疲劳极 限,简称为"单线法"。由于材料在低于其疲劳极限的疲劳载荷下作用时,非塑性效 应也会导致材料的耗散能变化,两条直线分别代表两种产热机制导致的材料耗散能 变化规律,定义导致疲劳过程中材料的耗散能发生突变的疲劳载荷为材料的疲劳极 限,即两条直线的交点,该方法简称为"双线法"。

与直接观测局部温升预测疲劳极限的"单线法"和"双线法"类似,将不同应力水 平下的单循环耗散能线性拟合,可得到基于耗散能的"单线法"确定的疲劳极限为 285MPa,"双线法"确定的疲劳极限为 295MPa,如图 4.4 所示。基于耗散能的预测高 周疲劳疲劳极限的能量法得到的疲劳极限与实验升降法(实验结果见表 4.1)确定的 2,000,000 次疲劳寿命下的疲劳极限(290MPa)非常接近,且对应每级应力水平,只 需1个试样达到稳定热耗散状态后,进行1次耗散能实验即可。



图 4.4 高周疲劳极限预测方法

整体而言,选用单线法或双线法来确定材料的疲劳极限,跟所研究的材料的本 身性质、工作条件、构件几何等有关,应视情况而定。基于耗散能的红外热像法对 疲劳极限的定义是从物理意义上给出的,这有别于传统的疲劳实验方法。

## 4.3.2. 基于稳态耗散能的耗散能-寿命曲线

采用单点法或成组法,在给定的应力比下,施加不同的应力幅进行疲劳试样, 记录相应的寿命,即可得*S*-*N*曲线。描述*S*-*N*曲线的常用形式为幂函数形式,即

$$\sigma_a^m \cdot N_f = C \tag{4.7}$$

其中m与C是与材料、应力比、加载方式等有关的参数。两边取对数,有

$$\log(\sigma_a) = A + B \lg(N_f) \tag{4.8}$$

式中,材料参数 $A = \lg C / m$ , B = -1 / m。式(4.8)在双对数图中呈线性关系,也称为半对数线性关系。

材料疲劳性能的*S*-*N*曲线,一般是在给定循环应力比*R*下得到的,*R*=-1时的 *S*-*N*曲线为基本*S*-*N*曲线。实际使用过程中并非全部在对称循环下工作,平均应 力对疲劳性能的影响很大。基于 Gerber 和 Goodman 推导出的不同循环应力比下的等 寿命疲劳图,由己知应力比下的*S*-*N*曲线可推导出待定应力比的*S*-*N*曲线。此 外,基本*S*-*N*曲线是小尺寸试样在单轴循环载荷作用下得到的,还有载荷形式、构 件尺寸、表面处理、使用环境等因素的影响,实际疲劳设计时要做适当修正。文中 的研究将循环应力比固定为 $R_{\sigma}$ =0.2,以避免平均应力的影响,便于比较。

由表 4.1 中的 30 组高周疲劳破坏实验数据,将应力幅值与疲劳寿命值对数拟合,可得传统的应力-疲劳寿命(*S*-*N*)曲线为,

$$\log(\sigma_a) = -0.13\log(N_f) + 2.85 \tag{4.9}$$

其中,应力幅与疲劳寿命间的相关系数 $R^2(S-N)$ 为 0.89,如图 4.5 所示。基于耗散能法快速确定材料的S-N曲线,主要是以能量累积理论为基础。由于高周疲劳破坏全过程中试样单循环耗散能为常数,将表 2 中疲劳破坏的试样单循环耗散能与疲劳寿命值取对数,线形拟合可得耗散能-疲劳寿命( $E_d^m - N$ )曲线为,

$$\log(E_{d_{t}}^{m}) = -0.77 \log(N_{f}) + 8.33 \tag{4.10}$$

其中,耗散能与疲劳寿命间的相关系数 R<sup>2</sup>(E<sup>m</sup><sub>d1</sub> – N)为 0.94,如图 4.6 所示。对比图 4.5 和图 4.6 可知,耗散能-疲劳寿命曲线呈现出与应力-疲劳寿命曲线相同的规律, 且耗散能与疲劳寿命的相关系数比应力幅值与疲劳寿命的提高 0.05,与应力幅值相 比,单循环耗散能更能体现材料自身特性的离散性对疲劳寿命的影响。



图 4.5 应力-疲劳寿命 (S-N) 曲线





为深入研究同一疲劳载荷作用下的单循环耗散能与疲劳寿命之间的定量关系, 在疲劳载荷 σ<sub>max</sub> = 310 MPa 作用下进行 9 次疲劳试验(表 4.1 中的 17-26 号试样), 得到单循环平均耗散能与疲劳寿命关系曲线,如图 4.7 所示。即使在同一疲劳载荷

水平作用下,单循环耗散能也不同,对应的疲劳寿命也有差异。单循环耗散能的值 就越大,而相应的高周疲劳寿命越低。文中第 3 章的研究已证明耗散能可表征材料 内部微结构的演化,图 4.7 中结果表明若材料疲劳性能好,则表现为较高的耗散 能,发生疲劳破坏所需的累积耗散能则更高。

值得注意的是,当 2 个试样 FAT017(310MPa)和试样 FAT015(320MPa)对 应的耗散能大致相等时,其疲劳寿命处在同一数量级上。但是由于文中的实验样本 偏少,关于同一疲劳载荷作用下耗散能与疲劳寿命之间的定量关系,耗散能是否可 以反映由材料自身特性差异而导致疲劳寿命分布的离散性,还需进一步的高周疲劳 实验来验证。



图 4.7 同一载荷水平下疲劳耗散能与疲劳寿命关系

## 4.3.3. 基于疲劳耗散能的 Miner 累积损伤模型

疲劳累积损伤是疲劳寿命估算的核心问题,是估算变应力幅值下疲劳寿命的关键,本节推导基于耗散能的 Miner 累积损伤模型。

当材料或结构的S-N曲线及外部载荷谱已确定的情况下,剩余寿命预测的准确 度依赖于疲劳累积损伤准则的合理性,Palmgren-Miner 在较早提出线性疲劳累积损 伤理论,对于随机疲劳载荷问题具有较好的普适性,因而在工程中得到大范围应 用。Palmgren-Miner 理论的基本思想为:在不同疲劳载荷作用下,假定材料发生疲 劳破坏使所需要的外部能量是恒定的,当达到疲劳损伤的极限值是材料就产生疲劳 破坏。假定材料发生疲劳破坏前所需能量的极限值为 $E_c$ ,总循环次数为 $N_f$ ,那么 当处于某一循环数 $n_1$ 时,试样吸收的能量为 $E_c^1$ 。根据 Palmgren-Miner 理论,试样所 需能量与其循环数间存在着正比关系,因此有:

$$\frac{E_{c}^{1}}{E_{c}} = \frac{n_{1}}{N_{f}}$$
(4.11)

其中,若试样的随机疲劳载荷包含 $\sigma_1, \sigma_2, ..., \sigma_n$ 等n个不同的疲劳载荷构成,各个疲劳载荷对应的疲劳寿命为 $N_1, N_2, ..., N_n$ ,各个载荷下的实际循环次数为 $n_1, n_2, ..., n_n$ ,则累积损伤为:

$$D = \sum_{i=1}^{n} \frac{n_i}{N_i} = 1$$
(4.12)

时,试样吸收的能量达到极限值Φ,试样发生疲劳破坏。Palmgren-Miner 理论同时 假定:任一给定的载荷水平下,每一次循环产生相同的损伤;累积损伤形成的速度 和之前的载荷历程无关;同时加载顺序的变化也不影响总体疲劳寿命。

基于局部温升的疲劳寿命预测方法,假定单位体积的试样在疲劳过程中需要吸收的能量与加载历程没有关系,在疲劳加载时耗散能量在临界值 $E_c$ 时就产生疲劳破坏。这个临界值 $E_c$ 越大表明试样的疲劳极限越高,抗疲劳的能量越强。Farigione 等人的研究发现,试样在疲劳过程中的极限能量 $E_c$ 同能量参数 $\Phi$ (温升-循环次数的积分)有如下关系,

$$E_c \propto \Phi = \int_0^{N_f} \Delta T(n) dn \tag{4.13}$$

其中, $\Delta T$ 表示稳定热耗散阶段材料的局部温升, $N_f$ 是材料的疲劳寿命。高周疲劳过程中,局部温升的变化分为三个阶段,如图 4.8 所示,其中 90%的处于稳态能量耗散阶段(phase II)。



图 4.8 高周疲劳局部温升与疲劳寿命间的关系曲线<sup>[85]</sup>

若不考虑温度改变的初始瞬态能量耗散(phase I )和失稳阶段(phaseIII),可得, $\Phi \approx \Delta T_{stable} \cdot N_f$ (4.14)

采用阶梯式加载<sup>[44]</sup>,绘制出疲劳试样的一组 $\Delta T$ -N曲线,可确定材料的能量参数  $\Phi$ 。之后再通过不同载荷水平 $\Delta \sigma_a$ 所对应的稳定能量耗散阶段的局部温升值  $\Delta T_{stable}$ ,代入式(4.14)可以确定疲劳损伤寿命 $N_f$ ,进而通过确定的一组( $N_f$ , $\Delta \sigma_a$ ) 数据可拟合出疲劳试样的S-N曲线,这是基于局部温升的疲劳寿命预测方法确定 S-N曲线的原理。 文中提出的基于耗散能的疲劳参数预测方法以单循环耗散能为参数,同样假定 疲劳加载时耗散能量在临界值 *E*<sub>c</sub>时就产生疲劳破坏。由 316L 不锈钢的疲劳试验及 式(4.10)可知,试样在疲劳过程中的极限能量 *E*<sub>c</sub>同能量参数 *φ* 有如下关系,

$$E_c \propto \phi \approx (E_d^m)^k \cdot N_f \tag{4.15}$$

其中, k为材料参数,通过曲线拟合可得。因此,若通过不同载荷水平 $\Delta\sigma_a$ 所对应的稳定能量耗散阶段的耗散能 $E_{d_1}^m$ ,代入式(4.15)可以确定疲劳损伤寿命 $N_f$ 。在疲劳试验时,对同一根试样施加不同的疲劳载荷,并通过文中建立的单循环耗散能计算方法求解不同疲劳载荷下稳态耗散能 $E_d^m$ 的值,可得,

$$\phi = \sum_{i=1}^{j} (E_{d_1 i}^m)^k \cdot n_i$$
(4.16)

其中, j为疲劳载荷的应力级数,在疲劳载荷为 $\Delta \sigma_{ai}$ 时试样进入稳态能量耗散阶段的单循环耗散能为 $E_{d,i}^{m}$ ,在疲劳载荷为 $\Delta \sigma_{ai}$ 的循环次数为 $n_{i}$ 。

基于 Miner 理论和式(4.16),可得基于耗散能的 Miner 累积损伤模型,

$$D = \sum_{i=1}^{j} \frac{n_i \cdot (E_{d_1 i}^m)^k}{\phi} = 1$$
(4.17)

因此,对于同一根试样,若得到不同应力水平下的疲劳参数和耗散能参数,即 可实现对试样剩余寿命的预测。

## 4.4. 疲劳参数预测模型的应用

将基于稳态耗散能的疲劳参数预测方法及模型应用到剩余寿命预测和载荷次序 效应研究中,通过与传统实验方法的对比,验证该方法的准确性。

## 4.4.1. 剩余寿命预测

为验证基于耗散能的 Miner 累积损伤模型(4.17)的准确性,以 316L 不锈钢材料为例,通过三应力水平疲劳实验,应用传统实验方法和稳态耗散能法来分别预测剩余疲劳寿命。

疲劳和耗散能试验在红外疲劳实验平台上进行,疲劳载荷为正弦波,循环应力 比 *R<sub>σ</sub>*=0.2,加载频率 *f*=14*Hz*,分为*σ*<sub>max</sub>=280*MPa*、330*MPa*和380*MPa*三级应力 水平,首先前二级280*MPa*和330*MPa*疲劳载荷作用下分别连续加载 50,000 次循 环,然后在后一级380*MPa*疲劳载荷作用下加载直至疲劳断裂,实验方案如图 4.9 所 示。三级应力水平下每间隔 10,000 次循环进行 1 次耗散能测量实验,每次耗散能实 验需连续记录 20s 加载试样和参考试样标定区域Ω<sub>zou</sub>与Ω<sub>ref</sub>内的温度场数据。



图 4.9 三应力水平疲劳实验方案

316L不锈钢的2根试样(VF005和VF006)疲劳与耗散能测量的实验数据如

表 4.2 所示。图 4.10 表示三级应力水平下单循环耗散能变化规律,与 4.2 中疲劳 全过程的能量耗散规律相同,当施加的疲劳载荷水平越高,材料内部微观结构塑性 流变越大,达到稳定能量耗散阶段时,所对应的单循环耗散能的值就越大。在相同 实验条件下,2 根试样疲劳试验获得的耗散能变化规律一致,验证了该结论的正确 性。

取 2 根试样先分别施加 $\sigma_{max}$  = 280 MPa 和 $\sigma_{max}$  = 330 MPa 作用下各 50,000 次疲劳循环,然后代入 Miner 耗散能模型(4.17)可求出在 $\sigma_{max}$  = 380 MPa 载荷作用下疲劳寿命,如

表 4.2 所示。基于耗散能法求出试样 VF005 的剩余寿命为 92,525 次,试样 VF006 的剩余寿命为 86,345 次,基于传统法求出 2 根试样剩余寿命为 109,860 次, 与实际剩余寿命 83,199 次(VF005) 和 84,859 次(VF006) 相比,在相同成组试验 样本上(30 个试样),基于耗散能法的剩余寿命预测表现出较好的预测精度,如表 4.3 所示。



图 4.10 三应力水平下单循环耗散能变化规律

试样	$\sigma_{_{ m max}}$	n <sub>i</sub>	$n_i E_{d_1}^m$ 循环次数 耗散能	疲劳寿命		剩余寿命预测	
	$\land MPa$	循环次数		$N_{\scriptscriptstyle f}^{\scriptscriptstyle E_{d_1}^m-\scriptscriptstyle N}$	$N_f^{S-N}$	$N_{\it residual}^{E_{d_1}^m-N}$	$N^{S-N}_{residual}$
	280	50,000	3,652	1,333,333	1,237,710		
VF005	330	50,000	13,053	301,792	352,362		
	380	83,199	29,132	116,117	99,570	92,525	109,860
	280	50,000	3,498	1,267,420	1,237,710		
VF006	330	50,000	12,367	283,208	352,361		
	380	84,859	27,851	110,135	99,570	86,346	109,860

表 4.2 三应力水平疲劳实验及耗散能数据

表 4.3 不同方法的剩余寿命预测精度对比

实验方法	试样 1		试样 2	
	剩余寿命/cycle	误差/%	剩余寿命/cycle	误差/%
实际实验	83,199		84,859	
传统法	109,860	32%	109,860	29.5%
耗散能法	92,525	11.2%	86,346	1.8%

#### 4.4.2. 载荷次序效应研究

基于耗散能的疲劳参数预测模型,分别进行由低至高和由高至低等载荷次序疲 劳实验,验证载荷次序效应对疲劳损伤的影响。

疲劳载荷的作用顺序不同和载荷之间的干涉作用会显著影响金属材料或结构失效时的累积损伤值,从而影响结构疲劳寿命的准确估算。以钢材为例,由于载荷作 用顺序不同,例如增幅循环和减幅循环,所得到的同一材料的循环应力-应变曲线就 有相当大的差异。大量实验验结果表明:减幅载荷作用下得出的循环应力-应变曲线 的循环硬化(或软化)程度都明显大于增幅载荷的情况,说明金属材料的物理状态 与载荷历程相关<sup>[157]</sup>。

此外,Miner 线性累积损伤准则的正确应用,取决于 2 个局限性很强的假设:一 是累积损伤的速度和大小与之前的载荷历程无关,整个疲劳过程中每次循环导致的 疲劳损伤是相同的;二是加载顺序的变化不影响总体疲劳寿命<sup>[158-160]</sup>。实验证明,很 多累积损伤试验的结果,尤其是二级载荷水平作用下,往往不符合线性累积损伤定 律估算的结果,计算出的结果波动性很大,累积损伤值并不等于 1。赵少汴的研究 <sup>[161, 162]</sup>指出根据传统 Miner 准则计算出的累积损伤值在 0.25-4.0 之间波动,有时甚至 更大<sup>[163]</sup>。因此,Miner 线性累积疲劳损伤准则实际上应为,

$$D = \sum_{i=1}^{n} \frac{n_i}{N_i} = Q$$
(4.18)

其中, *Q*与载荷谱类型、作用次序和材料的分散性有关。实际上,对于具体的材料 或结构的*Q*值,可以借鉴已有的实验数据来确定,1972年,Walter提出相对 Miner 准则,取消损伤和*D*=1的假定,由已有的经验值确定*Q*,并由此估算寿命。第 4.4.1节推导出基于耗散能的 Miner 线性累积损伤模型,同样应为,

$$D = \sum_{i=1}^{j} \frac{n_i \cdot (E_{d_1 i}^m)^k}{\phi} = Q$$
(4.19)

载荷作用顺序对结构强度和寿命影响的研究归因于载荷的"锻炼效应"理论。该 理论认为在某些大小的载荷作用下,金属材料或结构的强度不但不会退化反而会大 于其初始强度。该理论实际上说明了载荷的作用顺序会显著影响金属材料或结构的 强度和寿命。在这之后出现了大量研究载荷作用顺序对金属材料或结构强度影响的 文献,但这些文献大多都只是证明了载荷作用"次序效应"的存在,并没有对该效应 进行详细的定量研究。为此,基于单循环耗散能开展载荷次序效应对疲劳损伤的影 响十分必要。

考虑载荷次序效应的疲劳实验方案如图 4.11 所示,以 316L 材料为研究对象, 疲劳和耗散能测量的试验参数为 $R_{\sigma}$ =0.2, f=14 $H_Z$ 。第 1 个试样 VF007 先在低于屈 服强度的低疲劳载荷作用下加载 80,000 次循环,后在高疲劳载荷水平 $\sigma_{max}$ =380MPa作用下加载直至疲劳断裂。相反的,第 2 个试样 VF008 先高疲劳载荷水平  $\sigma_{max}$ =380MPa作用下加载 80,000 次循环,后在低疲劳载荷水平 $\sigma_{max}$ =280MPa作用下 加载直至疲劳断裂。每间隔 10,000 次循环进行 1 次耗散能测量实验,每次耗散能测 量实验需连续记录 20s 加载试样和参考试样标定区域 $\Omega_{rot}$ 与 $\Omega_{ref}$ 的温度场。



图 4.11 低-高与高-低二级疲劳加载实验方案

2 根试样(VF007 和 VF008)疲劳与耗散能测量的实验数据如表 4.4 所示,图 4.12 表示低-高与高-低二级疲劳加载单循环耗散能变化规律。第 VF003 的疲劳寿命 为 204,343 次。第 VF004 试样的疲劳寿命为 122,091 次。低-高次序的疲劳寿命高于高-低次序,是由于低应力下的"锻炼"效应,使的裂纹形成时间推迟。而高-低次序时的单循环耗散能明显增加,这是由于裂纹在高应力作用下已经形成,后续的低应力 使裂纹扩展,在σ<sub>max</sub> = 280 MPa下的单循环耗散能增加大约 1 倍。



图 4.12 低-高与高-低二级疲劳加载耗散能变化规律

	σ <sub>max</sub> ∖MPa	$n_i$	<i>E<sup>m</sup><sub>d1</sub> _</i> 单循环 耗散能	疲劳寿命		累积疲劳损伤	
试样		疲劳循环 次数		$N_{\scriptscriptstyle f}^{E_{d_1}^m-N}$	$N_{\scriptscriptstyle f}^{\scriptscriptstyle S-N}$	$\frac{n_i \cdot (E_{d_1 i}^m)^k}{\phi}$	$\frac{n_i}{N_f^{S-N}}$
	280	80,000	4,218	1,069,690	1,237,710	0.075	0.065
VF007	380	124,343	30,839	103,036	99,570	1.207	1.249
						1.276>1	1.314>1
	380	80,000	31,070	102,095	99,570	0.783	0.803
VF008	280	42,091	8,923	443,077	1,237,710	0.095	0.034
						0.878<1	0.837<1

表 4.4 低-高与高-低二级疲劳加载实验结果

耗散能已反映出低-高和高-低载荷次序效应对材料微结构演化的影响,将表 4.4 中的不同低( $\sigma_{max}$ =280*MPa*)和高( $\sigma_{max}$ =380*MPa*)疲劳载荷作用下的循环次数代入式(4.18)和 (4.19),得到相应的累积疲劳损伤。低-高载荷次序试验得到基于耗散能法的累积损伤为 1.276、基于传统法的累积损伤为 1.314;高-低载荷次序试验得到基于耗散能法的累积损伤为 0.878、基于传统法的累积损伤为 0.837。在 Miner 理论的损伤值评估方面,耗散能法与传统法得到的实验结果也一致:低-高载荷次序的累积损伤值大于 1,这是由于低疲劳载荷作用下材料产生"低载锻炼"强化效应,材料疲劳

强度提高,使裂纹形成时间推迟。反之,高-低载荷次序的累积损伤值小于 1,这是 由于在高疲劳载荷作用下裂纹容易形成,材料微结构已有明显损伤,致使后续的低 疲劳载荷也能使裂纹快速扩展。



图 4.13 基于耗散能法与传统法的累积损伤对比

## 4.5. 本章小结

本章在分析金属材料疲劳失效机理的基础上,以 316L 不锈钢材料为研究对象, 通过系列高周疲劳实验,实时监测疲劳破坏全过程中耗散能变化,提出了一种基于 稳态耗散能的疲劳性能参数预测方法:

(1)在初始的疲劳寿命循环区间内,试样处于瞬态能量耗散阶段,由于外部循环载荷的作用,试样内部微观结构发生塑性流变,导致耗散能逐渐增加。当经历一定的疲劳寿命循环次数后,试样达到稳态能量耗散阶段,内部微观结构演化达到准平衡态过程,除去实验噪声的影响,试样单循环耗散能基本保持恒定。

(2)采用最小二乘法拟合不同疲劳载荷作用下的稳态耗散能,提出基于耗散能的"单线法"和"双线法",所确定的疲劳极限与实验升降法确定疲劳极限(290MPa) 非常接近。同时,拟合出的单循环耗散能-疲劳寿命曲线呈现出与应力-疲劳寿命曲 线相同的规律,且与应力幅值相比,耗散能更能体现材料离散对疲劳寿命的影响。

(3) 基于 Miner 线性累积损伤理论,推导出基于稳态耗散能的 Miner 累积损伤 模型。通过 2 根试样的三应力水平下的疲劳试验,基于该模型的剩余寿命预测也表 现出较好的预测精度。将模型用于高-低和低-高的载荷次序效应研究中,结果表明 耗散能可反映出低-高和高-低载荷次序效应对材料微结构演化的影响。

# 第5章 初始瞬态耗散能在疲劳性能预测中的应用

## 5.1. 引言

在第4章中,以稳态能量耗散阶段的单循环耗散能作为损伤评估指标,提出一种基于稳态耗散能的高周疲劳参数预测方法及模型,但上述方法忽略了初始循环硬化效应造成材料的能量变化及微结构演化,仅考虑到稳态耗散能与疲劳寿命之间的半定量关系。事实上,对于高周疲劳过程而言,相比于稳定循环阶段,初始阶段的塑性应变能变化显著,材料循环硬化或软化效应(初始微结构演化)对疲劳寿命的影响不容忽视,考虑初始微塑性效应的疲劳损伤评估,有待深入研究。此外,为了适应工程需求,10<sup>7</sup>次疲劳循环以上的超高周疲劳破坏问题亟待解决<sup>[164]</sup>,由于超高周疲劳发生在传统疲劳极限以下,因此研究超高周疲劳行为不仅对疲劳设计具有指导意义,而且更有助于深入理解疲劳的本质。

本章在分析初始微塑性效应的基础上,研究初始瞬态能量耗散阶段的塑性耗散 能及累积耗散能与疲劳极限、疲劳寿命之间的定量关系。首先实时监测不同疲劳载 荷作用下材料初始瞬态能量耗散阶段耗散能的变化规律,计算出由材料微塑性效应 导致的塑性耗散能,研究基于初始塑性耗散能的疲劳参数快速预测方法及模型,并 与稳态耗散能及实验数据进行对比。之后,基于塑性力学中的安定(shakedown)理 论和 Dang-Van 准则,探讨基于初始累积耗散能与安定疲劳极限之间的关系。

## 5.2. 初始瞬态耗散能变化规律

本节将单循环耗散能作为损伤评估的参数,以金属材料为研究对象,研究初始 瞬态能量耗散阶段耗散能的变化规律。

## 5.2.1. 初始塑性耗散能计算

初始瞬态耗散能与疲劳寿命相关,首先计算初始瞬态能量耗散阶段由材料微塑 性效应导致的塑性耗散能。

在初始瞬态能量耗散阶段,试样局部的能量平衡方程为:

$$W_{p(inital)}^{i} + W_{ve(inital)}^{i} = E_{d_{1}(inital)}^{i} + E_{st(inital)}^{i}$$
(5.1)

其中,可逆的粘弹性迟滞能 $W_{ve}^{i}$ 不产生储能,而全部转化为热能耗散;不可逆的塑性 应变能转化为热能耗散和导致材料微观损伤的储能,即塑性应变能 $W_{p}^{i}$ 转化为热耗散 能 $E_{d}^{i}$ 和储能 $E_{s}^{i}$ 两部分,其中储能 $E_{s}^{i}$ 全部由塑性应变能 $W_{p}^{i}$ 产生,且 $E_{s}^{i} \leq W_{p}^{i}$ 。经历 约 70 次的循环周次后,试样达到稳定耗散状态,与耗散能 $E_{d_1}^i$ 的值相比,塑性应变 能 $W_p^i$ 非常小可以忽略,即 $W_p^i \ll E_{d_1}^i$ 。将式(5.1)简化,得此阶段 $E_{d_1}^i$ 为:

$$E^{i}_{d_{1}(stable)} = W^{i}_{ve(stable)} = W^{i}_{m(stable)}$$
(5.2)

假定粘弹性耗散能 *E<sub>ve</sub>* 表示初始*i* 次循环内由粘弹性迟滞能 *W<sup>i</sup>e* 产生的耗散能,塑性耗散能 *E<sub>p</sub>* 表示初始*i* 次循环内由塑性应变能 *W<sup>i</sup>p* 产生的耗散能。在初始瞬态能量耗散阶段,粘弹性耗散能 *E<sup>i</sup><sub>ve</sub>* 与内摩擦效应相关,而塑性耗散能 *E<sup>i</sup><sub>p</sub>* 与微塑性效应相关。

根据初始瞬态能量耗散阶段内的耗散能变化规律,可知不同疲劳载荷作用下,试样热耗散经过 5s(约 70 次循环)后趋向稳定。因此,可取 *t* = 5s(*i* = 70 次循环)内的计算结果表示初始塑性耗散能 *E<sub>p</sub>*。图 5.1 中阴影部分代表为初始塑性耗散能,斜线阴影部分表示初始粘弹性耗散能。联立式(5.1)和(3.8),可得初始塑性耗散能*E<sub>p</sub>*计算公式:



$$E_p = E_{d_1(initial)}^i - E_{d_1(stable)}^i$$
(5.3)

图 5.1 初始塑性耗散能计算方法(5s, 70次循环)

## 5.2.2. 实验方法

实验在红外热像仪和疲劳试验机组成的红外疲劳实验平台上进行,施加正弦波 信号疲劳载荷 $\sigma = \sigma_m + \sigma_a \sin(2\pi ft)$ ,循环应力比 $R_\sigma = 0.2$ ,加载频率 $f = 14H_Z$ ,材料 试样为 316L 不锈钢,共计 17 级疲劳载荷水平,每级应力水平取 1 个试样,其中包 括第 4 章中稳态耗散能实验的 FAT001、FAT002、FAT004、FAT008、FAT012、 FAT013、FAT015、FAT017、FAT027、FAT029、FAT030 共 11 个试样,以及低于 疲劳极限的 FAT031 至 FAT036 共 6 个试样,前 11 个试样均加载至疲劳破坏或 1,000,000 次循环以上,后 6 个试样均加载 100,000 次循环,实验方案如表 5.1 所示。

每次温度场测量实验需连续记录 20s 加载试样和参考试样标定区域Ω<sub>zou</sub> 与Ω<sub>ref</sub> 内的温度场数据,为适应疲劳试验机液压系统的加载特性,确保加载应力保持恒 定,初始 5s 的调整时间。之后的疲劳实验机作动器开始加载,并持续至 15s 的疲劳 加载时间后结束。

试样编号	疲劳载荷/MPa	疲劳寿命 $N_f$	$E_{ve} \setminus J \cdot m^{-3}$	$E_p \setminus J \cdot m^{-3}$	实验结果
FAT 001	440	64,300	2,760,000	21,400,000	
FAT 002	420	72,897	2,560,000	14,500,000	
FAT 004	400	91,580	2,410,000	11,300,000	
FAT 008	380	146,425	2,190,000	7,770,000	
FAT 012	370	178,784	1,870,000	5,730,000	破坏
FAT 013	350	164,713	1,390,000	2,840,000	
FAT 015	320	291,264	1,040,000	1,050,000	
FAT 017	310	305,381	631,000	419,000	
FAT 027	300	696,100	471,000	291,000	
FAT 029	290	2,000,000	299,000	232,000	
FAT 030	280	2,000,000	286,000	187,000	
FAT 031	260	100,000	142,000	111,000	
FAT 032	240	100,000	106,000	72,000	未破坏
FAT 033	230	100,000	82,000	61,000	
FAT 034	220	100,000	62,000	35,000	
FAT 035	200	100,000	40,000	23,000	
FAT 036	180	100,000	30,000	15,000	

表 5.1 初始瞬态能量耗散阶段内疲劳及耗散能实验数据

注: 316L不锈钢,循环应力比 $R_{\sigma}$ =0.2,加载频率f = 14 Hz, 5s=70次循环。

#### 5.2.3. 结果分析

疲劳实验开始后的初始瞬态能量耗散阶段内,17级应力水平作用下,前30次循环内单循环耗散能变化规律如图5.2、图5.3、图5.4和图5.5所示。

当疲劳载荷开始加载时,初始瞬态能量耗散阶段的初始极短循环周期内,疲劳 作动器开始启动瞬间,加载一开始材料内部微结构立即产生塑性流动,之后迅速趋 向稳定,该现象为材料内部微结构从微塑性(micro-plasticity)效应到内摩擦 (internal-friction)效应的转化,文献[92]中定义为材料快速自适应效应(rapid adaptation)<sup>[92]</sup>。在初始约 30 次循环内,单循环耗散能迅速增加并逐渐稳定。同 时,疲劳载荷水平越高,耗散能趋向稳定所需的疲劳循环数越多,如图 5.2、图 5.3 和图 5.4 所示。在低于屈服强度的疲劳载荷作用下,塑性应变导致的耗散能峰值大 致相等,如图 5.5 所示。











图 5.4 初始瞬态能量耗散阶段耗散能变化曲线 (三)



图 5.5 初始瞬态能量耗散阶段耗散能变化曲线(四)

根据式(5.3),可计算出文中 316L 不锈钢 17 组疲劳试样的初始塑性耗散能和初始粘弹性耗散能,如表 5.1 和图 5.6 中所示。施加的疲劳载荷水平越高,初始塑性耗散能的值越大,对应的疲劳寿命越短。这也表明,初始瞬态能量耗散过程中塑性耗散能变化与疲劳寿命直接相关。



图 5.6 初始塑性耗散能和粘弹性耗散能对比图

## 5.3. 疲劳参数预测方法及模型

## 5.3.1. 疲劳极限快速预测

与基于稳态耗散能预测疲劳极限的"单线法"和"双线法"类似,将不同应力水平下的初始塑性耗散能线性拟合,可得到基于初始塑性耗散能的"单线法"确定的疲劳极限为 295MPa,"双线法"确定的疲劳极限为 300MPa,如图 5.7 所示。基于初始塑性耗散能的预测高周疲劳疲劳极限的能量法得到的疲劳极限与实验升降法确定的 2,000,000 次疲劳寿命下的疲劳极限(290MPa)非常接近。由表 4.3 中与稳态耗散能 对比的情况来看,基于初始塑性耗散能的疲劳极限预测方法也能够保证相当的精

度,且对应每级应力水平,进行 1 次 20s 内的耗散能实验即可,比稳态耗散能法更为快速。



图 5.7 基于初始塑性耗散能的疲劳极限预测方法

表 5.2 不同方法预测出的疲劳极限精度对比

了回返测子汁	单线法	Ę	双线法		
个问顶侧力法	预测值\MPa	误差\%	预测值\MPa	误差\%	
实际实验	290		290		
稳态耗散能法	285	1.6%	295	1.6%	
初始耗散能法	295	1.6%	300	3.5%	

考虑初始微塑性效应情况下,基于初始瞬态塑性耗散能的疲劳极限预测方法, 具有和稳态耗散能方法相同的精度,不失为一种更为快速的疲劳极限预测方法。由 于样本数目偏小,关于材料的适用性还有待深入研究。

## 5.3.2. 塑性耗散能-寿命曲线

为深入研究同一疲劳载荷作用下的初始塑性耗散能与疲劳寿命之间的定量关系,在疲劳载荷 σ<sub>max</sub> = 310 MPa 下进行疲劳试验(表 5.1 中的 17-21 号试样),得到 塑性耗散能变化规律曲线,如图 5.9 所示。即使在同一疲劳载荷水平作用下,初始 塑性耗能的变化规律也不同,对应的疲劳寿命也有差异。

将表 5.1 中疲劳破坏的试样塑性耗散能与疲劳寿命值取对数,线形拟合可得初 始塑性耗散能-疲劳寿命(*E<sub>n</sub>*-*N*)曲线为:

$$\log(E_p) = -2.01\log(N_f) + 23.59 \tag{5.4}$$

其中,初始塑性耗散能与疲劳寿命之间的相关系数  $R^2(E_p - N)$ 为 0.91,如图 5.8 所示。第4章中的应力-疲劳寿命(S - N)曲线为, $\log(\sigma_a) = -0.13\log(N_f) + 2.85$ ,其中,应力幅与疲劳寿命间的相关系数  $R^2(S - N)$ 为 0.89,如图 4.9 所示。对比图 4.9

和图 5.8 可知,初始塑性耗散能-疲劳寿命曲线呈现出与应力-疲劳寿命曲线相同的规律,且初始耗散能与疲劳寿命的相关系数比应力幅值与疲劳寿命的提高 0.02,与稳态耗散能的相关系数 0.94 相当。

与应力幅值相比,初始塑性耗散能也能体现材料自身特性的离散性对疲劳寿命 的影响。但是由于材料固有的微观结构不均匀性,各个试样的表面差异和试验条件 差异等因素,疲劳寿命的试验数据分散性较大,仍需下一步更多实验来验证。





图 5.9 同一应力水平下的初始塑性耗散能变化规律图

## 5.4. 超高周安定疲劳极限预测方法

## 5.4.1. 安定疲劳极限定义

本节首先分析塑性力学安定理论和 Dang-Van 疲劳准则,定义超高周安定疲劳极限来评估材料或结构 10<sup>7</sup>次循环以上甚至可以达到 10<sup>11</sup>次循环的疲劳破坏现象。

工程上使用的疲劳极限,一般取给定应力比下疲劳寿命基数为2×10<sup>6</sup>或2×10<sup>7</sup> 次时,材料不发生损坏的最大疲劳载荷。事实上,材料可能不存在疲劳极限,或者 真实疲劳极限仍在工程疲劳极限以下。目前通用疲劳设计手册均是以低于 10<sup>7</sup>次循 环的疲劳数据建立的<sup>[165]</sup>,材料在低于传统疲劳极限以下的循环载荷作用下仍然发生 疲劳断裂的事实,使得该准则的使用受到怀疑<sup>[166]</sup>。一般定义材料或结构循环次数 10<sup>7</sup>周次以上甚至可以达到 10<sup>11</sup>周次而发生疲劳破坏现象称为超高周疲劳问题。

与高周疲劳不同,超高周疲劳试验的频率非常高,否则实验时间将成指数级增加,但是超高周疲劳试验频率对实验结果的影响是引人关注。超声疲劳试样在高频载荷作用下,由于材料内摩擦及局部塑性变形,试样温度将发生明显的变化。Wang<sup>[167-169]</sup>以体心立方晶体构造的纯铁(armon pour iron,含铁量为99.8%,屈服强度  $\sigma_s = 240$  MPa )为研究对象,实验用循环应力比  $R_{\sigma} = -1$ ,加载频率为f = 20 kHz,图 5.10给出一根试样在阶梯5个不同疲劳载荷水平下纯铁疲劳试样内部最大温度随疲劳循环数的变化关系曲线,如在 $\sigma_a = 110$  MPa时,试样表面局部温度升高60℃左右。温度的影响将使结果与室温下的实验结果不可比较,应采用常规疲劳试验方法的较低的加载频率下来研究超高周疲劳行为<sup>[170]</sup>。



安定(shakedown)分析属于弹塑性力学中的塑性力学范畴,主要研究结构在变 化载荷作用下的塑性行为,安定理论于 20 世纪 30 年代提出,从 1936 年 Melan 的静 力安定定理到 1956 年的 Koiter 运动安定定理,截止到目前,已经取得了较大的进 展,在工程领域广泛应用<sup>[171-173]</sup>。从疲劳分析的角度出发,按照疲劳循环载荷的作用 大小,理想弹塑性材料的安定行为可分为纯弹性、弹性安定、塑性安定、塑性蠕变 和累积破坏行为,如图 5.11 所示。一是纯弹性行为区间(elastic),疲劳载荷非常 小,材料变形呈线性行为,无塑性变形产生,材料不发生任何损伤;二是弹性安定 行为区间(elastic shakedown),疲劳载荷介于纯弹性行为和塑性安定行为之间,在 最初有限次数的应力-应变循环下呈现出极小的塑性行为,但宏观来看仍是线弹性行 为,塑性变形没有增加,材料达到安定状态,对应的最大疲劳载荷水平称为弹性安

定极限(elastic shakedown limit); 三是塑性安定行为区间(plastic shakedown), 疲劳载荷介于弹性安定行为与塑性蠕变之间,初始有限循环次数材料产生明显的累 积塑性变形,达到稳定状态后无塑性变形再产生,宏观上为伴随迟滞现象的弹性行 为,此状态下的最大疲劳载荷水平为塑性安定极限(plastic shakedown limit); 四是 塑性蠕变行为区间(plastic creep shakedown),疲劳载荷介于塑性安定和累积破坏 之间,初期行为与塑性安定行为相似,随循环次数增加材料有明显塑性变形累积, 且每一应力循环都有迟滞现象,而塑性蠕变行为的塑性变形仍不断累积,但会稳定 并不会出现突然崩溃的现象,此状态下的最大疲劳载荷水平水平称为塑性蠕变安定 界限; 五是累积破坏行为(ratcheting),疲劳载荷比上述都大,材料明显进入屈服 区,且塑性变形迅速地累积,在极少循环次数内发生破坏<sup>[174]</sup>。



图 5.11 弹塑性材料在循环载荷下的安定(Shakedown)行为<sup>[175]</sup>

弹塑性材料在疲劳载荷作用下可能出现 2 种情况:一种是在疲劳循环若干次 后,塑性变形趋于稳定,之后的材料变形响应将是弹性的,此时称材料处于安定状 态;另一种则是在疲劳循环荷载作用下,材料塑性变形不断增加或不断反复,并最 终导致材料破坏。安定载荷分析的目的是计算出材料的临界安定荷载和塑性破坏机 制,为基于安定分析的安全评估提供理论依据,如 Meilan 安定理论和 Dang-Van 准 则等<sup>[176]</sup>。因此,从安定行为和疲劳行为的机理对比来看,弹性安定行为对应超高周 疲劳问题,塑性安定行为和塑性蠕变行为对应高周疲劳问题,而累积破坏行为对应 低周疲劳问题。

研究表明,与低周疲劳不同,高周疲劳起始于单个表面裂纹源,其机理材料表面的挤入挤出效应产生滑移面,并逐渐形成驻留滑移带 PSB(Persist Slip Band)。随着疲劳载荷增加,PSB 最终形成与主应力方向约成45°角的表面裂纹(第 I 阶段),当滑移面穿透部分晶粒之后,则会形成垂直于主应力方向的主裂纹(第 II 阶段)<sup>[177]</sup>,高周疲劳的典型断口如图 5.12 所示。与高周疲劳不同,超高周疲劳是只有 1 个内部裂纹源,断口上表征为白色亮点,也称为"鱼眼"(fish-eye),其断口形式如图 5.13 所示<sup>[177]</sup>。



图 5.12 高周疲劳裂纹源图<sup>[178]</sup>



图 5.13 超高周疲劳的典型鱼眼图[178]

Dang Van<sup>[179-181]</sup>在研究复杂应力状态的多轴疲劳问题时,提出在外部疲劳载荷作用下,细观尺度上的金属晶粒响应属于弹性区间,并基于安定(shakedown)极限理论,推导出用于疲劳仿真软件上的多轴细观尺度的疲劳准则<sup>[182]</sup>。在疲劳载荷作用下,考虑了中承受最大剪切应力的受力平面特性后,Dang Van 根据泰勒均匀化假设和弹性安定极限原理,直接将细观尺度上的静水压力 $\sigma_{H}$ 和剪切应力 $\tau_{a}$ 进行叠加,推导出的准则为:

$$\sigma_{eq} = \max_{t \in T} \left[ \tau_a(t) + \alpha_{dv} \sigma_H(t) \right] \le \beta_{dv}$$
(5.5)

其中,  $\sigma_{eq}$ 为与最大剪切应力平面对应的等效应力,参数 $\alpha_{dv}$ 和 $\beta_{dv}$ 由材料疲劳实验获取,剪切应力 $\tau_a(t)$ 为与最大剪切应力平面对应的剪切应力 $\tau(t)$ 与 Tresca 剪切应力 $\tau_m$ 的差值,塑性力学中的静水压力 $\sigma_H(t)$ 为:

$$\sigma_{H}(t) = \left[\sigma_{1}(t) + \sigma_{2}(t) + \sigma_{3}(t)\right]/3$$
(5.6)

此外,在 Dang-Van 和 Papadopoulous 研究基础上<sup>[179-181]</sup>, Charkaluk<sup>[130]</sup>认为 Dang-Van 准则所确定的安定极限低于传统的工程疲劳极限(10<sup>7</sup>次循环),更偏安全,并 将塑性力学的安定(shakedown)理论、能量耗散与疲劳损伤联系起来。在低于表面 疲劳极限(10<sup>7</sup>次循环内)的应力作用下,超高周疲劳的裂纹倾向于在材料的内部萌 生,超高周 Dang-Van 安定疲劳极限可认为是材料内部萌生裂纹的起始点。

#### 5.4.2. 实验方法

本节通过研究低于工程疲劳极限(10<sup>7</sup> 次循环)的疲劳载荷作用下耗散能变化规律,研究初始累积耗散能与安定疲劳极限联系起来。

实验选用 8 个 316L 不锈钢试样,试样编号为 VHCF011 至 VHCF018,阶梯疲劳 载荷的应力水平从 $\sigma_{max}$  = 100MPa 到 240MPa,每次试验循环 1,000 次,实验方案如 表 5.3 所示。热像仪连续记录 20s,循环应力比 $R_{\sigma}$ =0.2,加载频率f=14Hz。每次温 度场测量实验需连续记录 20s 加载试样和参考试样标定区域 $\Omega_{zou}$ 与 $\Omega_{ref}$ 内的温度场 数据,为适应疲劳试验机液压系统的加载特性,确保加载应力保持恒定,初始 5s 的 调整时间。之后的疲劳实验机作动器开始加载,并持续 15s 加载时间后结束。

试样编号	加载疲劳载荷/MPa	稳定循环次数/cycles	试样编号	加载疲劳载荷/MPa	稳定循环次数/cycles
VHCF011	100	1,000	VHCF017	220	1,000
VHCF012	120	1,000	VHCF018	240	1,000
VHCF013	140	1,000	VHCF019	260	1,000
VHCF014	160	1,000	VHCF020	280	1,000
VHCF015	180	1,000	VHCF021	300	1,000
VHCF016	200	1,000			

表 5.3 超高周疲劳极限预测实验方案

## 5.4.3. 结果分析

试样标定区域内的温度变化曲线图如图 5.14 所示,可知通过有效的信号滤波程 序已使加载频率引起的温度波动噪声降低到 0.005℃内,保证微热测量的准确性。在 疲劳载荷在 $\sigma_{max}$  =120 MPa 到180 MPa 以内时,在作动器开始加载位置未观测到不连 续的温升变化,整个过程中温度变化是均匀的,此时温度变化示意图中呈现的小波 动是由于加载试样与参考试样之间的热对流和热辐射效应造成。在疲劳载荷为  $\sigma_{max}$  = 200 MPa 和 220 MPa 时,在作动器开始加载时刻,有明显的曲线转折,这表明 试样开始耗散热量。随着加载最大应力的不断升高,从 $\sigma_{max}$  = 240 MPa 到 300 MPa 时,作动器加载的 $t_0$ 点位置曲线转折率逐渐变大。







在弹性安定行为中,材料在最初有限次数的材料由于微塑性自适应效应呈现很小的塑性变形,这个塑性变形反应为宏观的微热变化。通过观测这个微热变化,可确定弹性安定极限的范围。由表 5.1 可知,初始循环内微热变化引起的单循环耗散能的值非常小,以累积耗散能 *E*<sup>c</sup><sub>d</sub>为指标,可更好的表征微热变化行为。由第 2 章可知,一定的时间周期*t*<sub>c</sub>内的对热耗散源*d*<sub>1</sub>(*t*)积分的累积耗散能*E*<sup>c</sup><sub>d</sub>为,

$$E_{d_1}^c(t) = \int_0^{t_c} \overline{\overline{d_1}}(t) dt$$
(5.7)

在初始瞬态 140 次循环(共计 10s)内,试样累积耗散能计算结果如图 5.15 所示。当施加的疲劳载荷位于 $\sigma_{max}$  =160 MPa 和 $\sigma_{max}$  =180 MPa 时,累积耗散能出现突然的增加,而此时的最大应力远低于材料的宏观 0.02% 屈服强度 $\sigma_{0.02\%y}$  = 225 MPa,此时材料内部微结构发生微塑性效应,该现象对应于弹性安定行为区间。当疲劳载荷在 $\sigma_{max}$  =160 MPa 以下时,材料的累积耗散能变化不明显,可认为是处于纯弹性行为区间。而当疲劳载荷在 $\sigma_{max}$  = 240 MPa 以上时,材料的累积耗散能变化更剧烈,可认为该状态处于塑性安定行为区间。

在弹性安定行为区间,在最初的有限次数循环内材料发生微观结构的局部损伤 (产生位错、出现滑移带等),影响到早期裂纹的萌生,与 Galtier 的研究结果一致 <sup>[183]</sup>。因此,可得 Dang-Van 弹性安定极限(elastic shakedown limit)的取值约在  $\sigma_{max} = 180$  MPa 与 $\sigma_{max} = 200$  MPa 之间。2009 年, Maquin 对铝合金和低碳钢材料的 研究,也发现类似规律<sup>[92]</sup>。但关于 Dang-Van 弹性安定极限、累积耗散能与疲劳极 限间的定量表达,还需进一步的研究。



图 5.15 初始累积耗散能变化规律

## 5.5. 本章小结

本章在分析初始瞬态能量耗散阶段的微塑性效应的基础上,重点研究基于初始 塑性耗散能及累积耗散能的高周超高周疲劳性能参数预测方法。

(1)首先实时监测不同疲劳载荷下初始瞬态能量耗散阶段的耗散能变化规律, 结果表明在每次加载开始后材料即产生快速的塑性应变,之后迅速趋向稳定,即材 料微塑性自适应效应。

(2)根据初始塑性累积耗散能的计算公式,得到不同载荷水平下初始 70 次循 环内由的塑性累积耗散能,构建基于初始塑性累积耗散能的疲劳极限预测方法,与 稳态耗散能及实验数据所得的疲劳极限相近;拟合出的初始塑性累积耗散能-疲劳寿

命曲线呈现出与应力-疲劳寿命曲线和稳态耗散能-疲劳寿命曲线相同的规律,可用 来预测剩余寿命。

(3) 在分析超高周疲劳中热力学机理的基础上,基于塑性力学中的安定极限理 论和 Dang-Van 疲劳准则,得到一种基于初始累积耗散能的超高周安定疲劳极限预测 方法,可有效去除传统超声高频疲劳试验机带来的温度变化影响,具有一定的合理 性,可为建立统一的高周超高周疲劳性能参数预测的耗散能法提供参考。

## 结论与展望

能量法是目前快速预测疲劳性能参数研究的一种重要手段,对其进行深入探讨 和研究具有重要的实际意义和广泛的应用前景。但现有方法在耗散能的准确计算, 宏观耗散能与内部微观结构演化的关系及储能测量方面仍存在很多瓶颈和难点问 题,缺乏物理和理论基础,始终没有在工业领域推广。为此,本文在耗散能的精确 计算、宏观耗散能与微结构演化之间定量关系、建立具有物理意义的快速预测疲劳 参数的耗散能法方面进行了探索和研究,得到了如下一些结论和创新点:

(1)提出了一种基于红外热像技术的疲劳耗散能计算方法,考虑了热弹性效应 和环境因素对疲劳耗散能计算的影响,可计算出相对准确的耗散能。在温度场测量 的实验方案中,基于构建的红外疲劳实验平台,针对高周疲劳过程中的微热变化机 制,为降低环境温度的变化的影响,设置一个不施加载荷作用相同试样做参考;还 设计了一套三点固定装置夹持参考试样,使固定装置与参考试样之间为点接触,尽 可能的降低相互之间热传导的影响;设计了一套隔离装置,使整个实验区域为一密 闭的空间,降低了外部光线等对夹头和试样等的影响。在热传导模型推导中,基于 薄板假设,设置参考试样来降低环境温度和初始过程中不平衡热力学行为的影响, 通过实时采集试验机载荷输入信号来去除热弹性效应,推导出单循环疲劳耗散能和 累积耗散能计算公式。该实验方案下疲劳耗散能的检测门限为 320 J·m<sup>-3</sup>·cycle<sup>-1</sup>, 与总耗散能相比,如此小的系统噪声信号可以忽略。疲劳耗散能计算的实例验证了 该方法的可行性,有效解决了高周疲劳过程中疲劳耗散能的精确计算问题。整个疲 劳耗散能计算通过 MATLAB 编程自动化求解,节省了时间,方便工程应用。

(2)通过不同加载行为前后疲劳耗散能变化的实验分析,证明材料宏观疲劳耗 散能可作为表征材料内部微结构演化的标识,亦可作为高周疲劳损伤评估的敏感指 标。在红外疲劳实验平台上,通过粘贴应变片计算出塑性应变能,在初始瞬态能量 耗散阶段,疲劳耗散能 *E<sup>i</sup>*<sub>d1</sub> 的变化由外部塑性应变能*W<sup>i</sup>*<sub>p</sub>和粘弹性迟滞能*W<sup>i</sup>*<sub>ve</sub>来确 定,而在稳态能量耗散区域,塑性应变能*W<sup>i</sup>*<sub>p</sub>可以忽略,疲劳耗散能*E<sup>i</sup>*<sub>d1</sub> 的变化全部 由粘弹性迟滞能*W<sup>i</sup>*<sub>ve</sub> 决定。以低于材料屈服强度(纯弹性区间)的疲劳载荷作用下 的单循环疲劳耗散能为标识,比较了拉伸损伤和疲劳损伤前后该耗散能的变化规 律,结果表明所计算的宏观耗散能对材料微结构演化极为敏感,可反映出疲劳损伤 的累积,还将疲劳耗散能作为无损检测参数,应用到等幅和变幅疲劳损伤实时监测 中。此外,由于该实验可同步获取疲劳耗散能和塑性应变能,还可计算出疲劳过程 中导致材料疲劳损伤的储能,对储能的同步精确测量有一定参考价值。

(3)提出了基于稳态耗散能的疲劳性能参数预测方法及模型,对金属材料的疲劳极限、*S*-*N*曲线和剩余寿命的快速预测。与局部温升相比,疲劳耗散能对疲劳损伤更为敏感,具有实际的物理意义。当经历一定的疲劳寿命循环次数后,试样达到稳态能量耗散阶段的单循环耗散能基本保持恒定。相同的实验条件下,施加的疲劳载荷水平越高,对应的稳态耗散能的值就越大,而相应的高周疲劳寿命越低。提出基于稳态耗散能的"单线法"和"双线法",确定的疲劳极限与实验升降法确定疲劳极限非常接近,且最少只需1根试样;拟合出的疲劳耗散能-疲劳寿命曲线不但呈现与*S*-*N*曲线相同的规律,而且更能体现疲劳寿命分布的离散性。基于 Miner 线性累积损伤理论,推导出基于稳态耗散能的 Miner 累积损伤模型,应用于剩余寿命预测中,具有较高的精度。在高-低和低-高的载荷次序效应研究中,疲劳耗散能也能够反映出低-高和高-低载荷次序效应对材料微结构演化的影响。

(4) 在分析初始微塑性自适应效应基础上,发展了初始瞬态耗散能的高周超高 周疲劳性能参数预测方法。对于高周疲劳过程而言,相比于稳定循环阶段,初始阶 段的塑性应变能变化显著,材料循环硬化或软化效应(初始微结构演化)对疲劳寿 命的影响不容忽视。在计算出了初始 70 次循环内由材料微塑性效应导致的塑性耗散 能后,通过线性拟合不同疲劳载荷下的塑性耗散能,建立了基于初始塑性耗散能的 疲劳极限预测方法,与稳态耗散能及实验数据所得的疲劳极限相近;拟合出的初始 塑性耗散能-疲劳寿命曲线,同样呈现出与应力-疲劳寿命曲线和稳态耗散能-疲劳寿 命曲线相同的规律,可用来预测剩余寿命。针对超高周疲劳的早期疲劳损伤行为, 基于塑性力学中的安定极限理论和 Dang-Van 疲劳准则,提出了一种基于初始累积耗 散能的超高周安定疲劳极限预测方法,有效避免传统超声高频疲劳试验对材料温度 变化的影响,具有一定的合理性。

本文仅在疲劳耗散能精确计算和基于疲劳耗散能的疲劳性能快速预测方法方面 进行了一些理论研究和实验分析,取得了一些阶段性的成果,但将这些方法应用于 工程实际还存在诸多不足。基于本论文的研究基础和基于能量法的疲劳性能预测方 法的发展趋势,在以下几个方面可进一步开展研究:

(1) 文中研究的仅限于汽车工业中热传导率较高的金属材料,试样为无应力集中的光滑薄板试样,有一定的局限性。实际上试样的加工精度、加载频率、循环应力比、采样周次等试验参数的设置、平均应力、加载频率、数据处理方法的选择, 往往对试验结果产生较大的影响。如何建立一套基于耗散能的完善成熟的实验程序和疲劳评估方法,将是应用与工程实际所亟需解决的问题,对于其它材料的适应性,还需进一步开展研究。

(2) 文中对于疲劳耗散能研究的仍停留在宏观尺度,未运用 SEM、AFM、 TEM 和 EBSD 等手段实时观测疲劳过程中微结构的真实演化过程。如何建立宏观尺 度上的疲劳耗散能与微观尺度上的材料微结构演化之间的多尺度本构关系,如何更

好把疲劳过程中热耗散的现象与材料损伤的物理演化本质联系起来,最终为预测疲 劳参数的能量方法建立物理基础,是值得长期研究的难点问题。

(3)本文基于初始累积耗散能得到超高周安定疲劳极限的预测值,但并未与微观机理结合起来做深入分析。在超高周疲劳寿命预测的能量法研究方面,基于红外 热像技术,将宏观耗散能与微塑性效应结合预测超高周疲劳性能参数,是一个令人 感兴趣的研究方向。

(4)储能比疲劳耗散能更能真实反映材料内部真实的损伤状态,是更理想的损伤评估指标。文中通过同步测量疲劳耗散能与塑性应变能可计算出储能,但由于高周疲劳过程中储能值太小,所得结果误差较大。如何通过更为先进的实验手段(如全场法、数字相关应变测试法等)获取材料内部真实的储能变化,构建基于储能法的疲劳性能快速预测方法,是一个值得深入研究探讨的问题。
## 参考文献

- [1] Baithwaite F. On the fatigue and consequent fracture of metals. Minutes of the Proceedings, 1854, 13: 463-467
- [2] Suresh S. Fatigue of materials. UK: Cambridge university press, 1998
- [3] 廖化荣. 交通荷载下路基软土动应力累积及塑性应变累积特性研究: [中山大学 博士学位论文]. 广州: 中山大学, 2008
- [4] 曾伟. 疲劳过程中能量耗散的实验分析及其应用研究: [湖南大学硕士学位论文]. 长沙: 湖南大学, 2008
- [5] 李源, 韩旭, 刘杰, 等. 一种基于耗散能计算的高周疲劳参数预测方法. 力学学报, 2013, 45(3): 367-374
- [6] 郭杏林, 王晓钢. 疲劳热像法研究综述. 力学进展, 2009, 34(2): 217-227
- [7] 杨锋平, 孙秦, 罗金恒, 等. 一个高周疲劳损伤演化修正模型. 力学学报, 2012, 44(01): 140-147
- [8] Granato A, Lücke K. Theory of mechanical damping due to dislocations. Journal of Applied Physics, 1956, 27(6): 583-593
- [9] Magnin T. Recent advances in low cycle fatigue from the physical metallurgy point of view. Developpements recents en fatigue oligocyclique sous l'angle de la metallurgie physique, 1991, 88(1): 33-48
- [10] 向绪君. 能量法预测循环荷载下16MnR钢的结构疲劳寿命: [东南大学博士论文]. 南京: 东南大学, 2009
- [11] Francois D, Pineau A, Zaoui A, Comportement mecanique des materiaux. FR: Hermes: 1991
- [12] Chrysochoos A. Energy Balance for Large-Strain Elastoplasticity. Bilan energetique en elastoplasticite grandes deformations, 1985, 4(5): 589-614
- [13] Benzerga A, Br échet Y, Needleman A, et al. The stored energy of cold work: predictions from discrete dislocation plasticity. Acta Materialia, 2005, 53(18): 4764-4779
- [14] Queré Y. Physics of materials. Boca Raton: CRC Press, 1998
- [15] François D, Pineau A, Zaoui A. Mechanical behaviour of materials. Elasticity and Plasticity, 1998: 19-27
- [16] Chrysochoos A, Maisonneuve O, Martin G, et al. Plastic and dissipated work and stored energy. Nuclear Engineering and Design, 1989, 114(3): 323-333

- [17] 姚磊江. 疲劳损伤过程的能量耗散分析及基于能量耗散的疲劳损伤模型: [西北 工业大学博士论文]. 西安: 西北工业大学, 2000
- [18] Connesson N. Contribution à l'étude du comportement thermomécanique de matériaux métalliques: [Thesis of Doctorat of ENSAM]. Chalons en Champagne: ENSAM, 2010
- [19] Atkins P W. The second law: Energy, Chaos, and Form. US: The Free Press, a Division of Simon & Schuster, Inc, 1994
- [20] Caillard D, Martin J L. Thermally activated mechanisms in crystal plasticity. UK: Cambridge university press, 2003
- [21] Lemaitre J. Mechanics of solid materials, UK: Cambridge university press, 1990
- [22] Berthel B, Chrysochoos A, Wattrisse B, et al. Infrared image processing for the calorimetric analysis of fatigue phenomena. Experimental Mechanics, 2008, 48(1): 79-90
- [23] 王晓钢. 基于热像法的寿命预测与疲劳分析: [大连理工大学硕士学位论文]. 大连: 大连理工大学, 2009
- [24] Charkaluk E, Constantinescu A. Dissipative aspects in high cycle fatigue. Mechanics of Materials, 2009, 41(5): 483-494
- [25] Hopkinson B, Williams G T, The elastic hysteresis of steel. In Proc. Royal Soc Lond, 1912; pp 10-17
- [26] Farren W S, Taylor G I. The heat developed during plastic extension of metals. Proc. R. Soc., 1925, 107(107): 422-451
- [27] Galtier A. Contribution àl'étude de l'endommagement des aciers sous sollicitations uni ou multiaxiales[J]. Contribution àl'Étude de l'Endommagement des Aciers Sous Solicitations Uni ou Multiaxials, 1993
- [28] Dillon Jr O W. A nonlinear thermoelasticity theory. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1962, 10(2): 123-131
- [29] Dillon Jr O W. An experimental study of the heat generated during torsional oscillations. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1962, 10(3): 235-244
- [30] Dillon Jr O W. The heat generated during the torsional oscillations of copper tubes. International Journal of Solids and Structures, 1966, 2(2): 181-204
- [31] St ärk K. Thermometrische Untersuchungen zum Zyklischen. Verformungsverhalten: Metallischer Werkstoffe, 1980
- [32] Dillon Jr O W. Coupled thermoplasticity. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1963, 11(1): 21-33
- [33] Curti G, la Rosa G, Orlando M, analisi tramite infrarosso termico della temperatura

limite in prove di fatica. In 14th Conference on the Italian Society for stress analysis, catania, 1986; pp 211-220

- [34] Luong M P. Infrared thermographic characterization of engineering materials. Spiro Irving J. Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering. San Diego, CA, USA: Publ by Int Soc for Optical Engineering, 1990. 327-338
- [35] Luong M P. Infrared thermography of fatigue in metals. Proceedings of SPIE The International Society for Optical Engineering. Orlando, FL, USA: Publ by Int Soc for Optical Engineering, 1992. 222-233
- [36] B érard J Y, Rathery S, B éranger A S. D étermination de la limite d'endurance des mat ériaux par thermographie infrarouge. Mat ériaux et Techniques, 1998, 1-2: 55-57
- [37] Luong M P. Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermographic technique. Mechanics of Materials, 1998, 28(1-4): 155-163
- [38] La Rosa G, Risitano A. Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components. International Journal of Fatigue, 2000, 22(1): 65-73
- [39] Luong M P. Infrared thermographic scanning of fatigue in metals. Nuclear Engineering and Design, 1995, 158(2-3): 363-376
- [40] La Rosa G, Risitano A. Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components. International Journal of Fatigue, 2000, 22(1): 65-73
- [41] Curà F, Curti G, Sesana R. A new iteration method for the thermographic determination of fatigue limit in steels. International Journal of Fatigue, 2005, 27(4): 453-459
- [42] Fern ández-Canteli A, Castillo E, Argüelles A, et al. Checking the fatigue limit from thermographic techniques by means of a probabilistic model of the epsilon-N field. International Journal of Fatigue, 2012, 39: 109-115
- [43] Fargione G, Geraci A L, La Rosa G, et al. Rapid determination of the fatigue curve by the thermographic method[J]. International Journal of Fatigue, 2002, 24(1): 11-19
- [44] Risitano, A. and G. Risitano. Cumulative damage evaluation in multiple cycle fatigue tests taking into account energy parameters. International Journal of Fatigue, 2013, 48(10): 214-222
- [45] Bremond P, Potet P. Lock-in thermography: a tool to analyze and locate thermomechanical mechanisms in materials and structures. Aerospace/Defense Sensing, Simulation, and Controls. International Society for Optics and Photonics, 2001. 560-566

- [46] Krapez J C, Pacou D. Thermography detection of early thermal effects during fatigue tests of steel and aluminum samples. AIP Conference Proceedings, 2002, 615: 1545-1552
- [47] Weibull W. A statistical theory of the strength of materials. Ing. Vetenskaps Akad. Handl, 1939, 151(151): 1-45
- [48] Doudard C, Calloch S, Hild F, et al. Identification of the scatter in high cycle fatigue from temperature measurements. Identification de la dispersion des limites d'endurance àl'aide d'un essai d'échauffement, 2004, 332(10): 795-801
- [49] Doudard C, Calloch S, Cugy P, et al. A probabilistic two-scale model for high-cycle fatigue life predictions. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 2005, 28(3): 279-288
- [50] Germain P, Nguyen Q S, Suquet P. Continuum thermodaynamics. Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME, 1983, 50(4 b): 1010-1020
- [51] Lemaitre J, Doghri I. Damage 90: a post processor for crack initiation. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 1994, 115(3-4): 197-232
- [52] Doudard C, Calloch S, Hild F, et al. Identification of heat source fields from infrared thermography: Determination of 'self-heating' in a dual-phase steel by using a dog bone sample. Mechanics of Materials, 2010, 42(1): 55-62
- [53] Munier R, Doudard C, Calloch S, et al. Digital image correlation and infrared measurements to determine the influence of a uniaxial pre-strain on fatigue properties of a dual phase steel. EPJ Web of Conferences, 2010, 6: 37007-37008
- [54] Poncelet M, Doudard C, Calloch S, et al. Probabilistic multiscale models and measurements of self-heating under multiaxial high cycle fatigue. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2010, 58(4): 578-593
- [55] Poncelet M, Doudard C, Calloch S, et al. Dissipation measurements in steel sheets under cyclic loading by use of infrared microthermography. Strain, 2010, 46(1): 101-116
- [56] Doudard C, Calloch S, Cugy P, et al. A probabilistic two-scale model for high-cycle fatigue life predictions. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 2005, 28(3): 279-288
- [57] Amiri M, Khonsari M M. Rapid determination of fatigue failure based on temperature evolution: Fully reversed bending load. International Journal of Fatigue, 2010, 32(2): 382-389
- [58] Naderi M, Khonsari M M. Real-time fatigue life monitoring based on thermodynamic entropy. Structural Health Monitoring, 2011, 10(2): 189-197

- [59] Crupi V, Guglielmino E, Risitano A, et al. Different methods for fatigue assessment of T welded joints used in ship structures. Journal of Ship Research, 2007, 51(2): 150-159
- [60] Crupi V. An Unifying Approach to assess the structural strength. International Journal of Fatigue, 2008, 30(7): 1150-1159
- [61] Wang X G, Crupi V, Guo X L, et al. Quantitative thermographic methodology for fatigue assessment and stress measurement. International Journal of Fatigue, 2010, 32(12): 1970-1976
- [62] Risitano A, Risitano G. Cumulative damage evaluation of steel using infrared thermography. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2010, 54(2): 82-90
- [63] Risitano A, Clienti C, Risitano G, Determination of fatigue limit by mono-axial tensile specimens using thermal analysis. In Key Engineering Materials, Nagasaki, 2011; 'Vol.' 452-453, pp 361-364
- [64] Yang B, Liaw P K, Wang H, et al. Thermographic investigation of the fatigue behavior of reactor pressure vessel steels. Materials Science and Engineering A, 2001, 314(1-2): 131-139
- [65] Harry R, Joubert F, Gomaa A. Measuring the actual endurance limit of one specimen using a nondestructive method. Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME, 1981, 103(1): 71-76
- [66] Meneghetti G. Analysis of the fatigue strength of a stainless steel based on the energy dissipation. International Journal of Fatigue, 2007, 29(1): 81-94
- [67] Pastor M L, Balandraud X, Grédiac M, et al. Applying infrared thermography to study the heating of 2024-T3 aluminium specimens under fatigue loading. Infrared Physics and Technology, 2008, 51(6): 505-515
- [68] Meneghetti G, Ricotta M. The use of the specific heat loss to analyse the low- and high-cycle fatigue behaviour of plain and notched specimens made of a stainless steel. Engineering Fracture Mechanics, 2011
- [69] Atzori B, Meneghetti G, Ricotta M. Analysis of the fatigue strength under two load levels of a stainless steel based on energy dissipation. EPJ Web of Conferences, 2010, 6: 38008-38009
- [70] Atzori B, Lazzarin P, Meneghetti G. Fatigue strength of welded joints based on local, semi-local and nominal approaches. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2009, 52(1): 55-61
- [71] Meneghetti G, Quaresimin M. Fatigue strength assessment of a short fiber composite based on the specific heat dissipation. Composites Part B: Engineering, 2011, 42(2):

217-225

- [72] 李守新, 黄毅, 师昌绪. 金属板材在弹塑性形变过程中热场的有限元分析. 金属学报, 1985, (01): 101-109
- [73] 黄毅, 李守新, 林雪荣. 金属过载荷疲劳过程中的红外发射. 红外研究, 1984, (01): 43-48
- [74] 黄毅,林雪荣,徐军,等.高强度钢压力容器疲劳锻练的热图研究.金属学报,1994, (05): 225-231
- [75] 黄毅. 热弹性红外图像安全检测系统. 中国科学院院刊, 2003, (03): 202-205
- [76] 潘蜀健. 热弹性应力测定法. 力学与实践, 1987, (04): 44-46
- [77] 郑中兴. 评估材料疲劳损伤和疲劳极限的新方法. 无损探伤, 2004, (05): 11-14
- [78] 刘浩,曾伟,丁桦,等.利用红外热像技术快速确定材料疲劳极限.力学与实践, 2007,(04):36-39
- [79] 刘浩, 赵军, 丁桦. 疲劳过程中生热机理的实验探讨. 实验力学, 2008, (01): 1-8
- [80] 曾伟, 韩旭, 丁桦, 等. 基于红外热象技术的金属材料疲劳性能研究方法. 机械强度, 2008, (04): 658-663
- [81] 王晓钢, 郭杏林, 张小鹏, 利用热像法快速获取Q235钢的疲劳极限与S-N曲线. 见: 2010海峡两岸材料破坏断裂学术会议论文集. 中国台湾台南: 中国台湾疲劳与断 裂学会, 2010, 896-900
- [82] 郭杏林, 张传豹. 基于锁相热像法的金属疲劳性能研究. 科学技术与工程, 2010, 22(1): 21-24
- [83] 赵延广, 郭杏林, 任明法. 基于锁相红外热成像理论的复合材料网格加筋结构的 无损检测. 复合材料学报, 2011, (1): 199-205
- [84] 樊俊铃, 郭杏林, 赵延广, 等. 定量热像法预测焊接接头的S-N曲线和残余寿命. 材 料工程, 2011, (12): 29-33
- [85] Fan J L, Guo X L, Wu C W, et al. Research on fatigue behavior evaluation and fatigue fracture mechanisms of cruciform welded joints. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(29-30): 8417-8427
- [86] 樊俊铃, 郭杏林, 吴承伟. 疲劳特性的红外热像定量分析方法研究进展. 力学与实 践, 2012, 53(06): 7-8
- [87] 魏凌霄, 闫志峰, 王文先, 等. 基于红外热成像的镁合金疲劳裂纹扩展的研究. 机 械工程学报, 2012, 48(06): 64-69
- [88] 闫志峰, 张红霞, 王文先, 等. 红外热像法预测镁合金的疲劳性能. 机械工程材料, 2012, 36(2): 72-75
- [89] Galtier A, Bouaziz O, Lambert A. Influence of steel microstructure on their mechanical properties. Influence de la microstructure des aciers sur leur propriétés

m écaniques, 2002, 3(5): 457-462

- [90] Yang B, Liaw P K, Huang J Y, et al. Stress analyses and geometry effects during cyclic loading using thermography. Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME, 2005, 127(1): 75-82
- [91] Morabito A E, Chrysochoos A, Dattoma V, et al. Analysis of heat sources accompanying the fatigue of 2024 T3 aluminium alloys. International Journal of Fatigue, 2007, 29(5): 977-984
- [92] Maquin F, Pierron F. Heat dissipation measurements in low stress cyclic loading of metallic materials: From internal friction to micro-plasticity. Mechanics of Materials, 2009, 41(8): 928-942
- [93] Maquin F. Methodologie experimentale d'etude du comportement thermo-mecanique des materialux sous sollicitations cycliques[Thesis of Dortor of ENSAM]. Chalons en Champagne: ENSAM, 2006
- [94] Connesson N, Maquin F, Pierron F. Experimental Energy Balance During the First Cycles of Cyclically Loaded Specimens Under the Conventional Yield Stress. Experimental Mechanics, 2011, 51(1): 23-44
- [95] Connesson N, Maquin F, Pierron F. Dissipated energy measurements as a marker of microstructural evolution: 316L and DP600. Acta Materialia, 2011, 59(10): 4100-4115
- [96] Mareau C, Favier V, Weber B, et al. Micromechanical modeling of the interactions between the microstructure and the dissipative deformation mechanisms in steels under cyclic loading. International Journal of Plasticity, 2012, 32(1), 106-120
- [97] 姚磊江, 童小燕, 吕胜利. 基于能量耗散的疲劳损伤模型. 机械强度, 2004, (5): 522-525
- [98] 李娜, 童小燕, 姚磊江. 纯铜低周疲劳中的温度响应与微观形貌变化. 材料科学与 工程学报, 2006, (5): 754-757
- [99] 姚磊江, 李斌, 童小燕. 疲劳过程热耗散与表面微观结构演化相关性的试验研究. 西北工业大学学报, 2008, (2): 225-228
- [100] 潘应雄, 童小燕, 李斌. 复合材料疲劳性能的能量耗散试验研究. 强度与环境, 2009, (1): 51-56
- [101] 李斌, 童小燕, 姚磊江, 等. 基于红外和声发射的复合材料疲劳损伤实时监测. 机 械科学与技术, 2011, (2): 191-194
- [102] Hopkinson B, Williams G T. The elastic hysteresis of steel. Proceedings of the Royal Society of London. Series A, 1912, 87(598): 502-511
- [103] Taylor G I, Quinney H. The latent energy remaining in a metal after cold working.

Proceedings of the Royal Society of London. Series A, 1934, 143(849): 307-326

- [104] Clarebrough L M, Hargreaves M E, West G W, et al. The energy stored in fatigued metals. Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences, 1957, 242(1229): 160-166
- [105] Troshchenko V T. Method for an accelerated determination of the fatigue limit of metals. Prikl. Mech., 1967, 3(5): 50-54
- [106] Oliferuk W, Maj M, Raniecki B. Experimental analysis of energy storage rate components during tensile deformation of polycrystals. Materials Science and Engineering A, 2004, 374(1-2): 77-81
- [107] Oliferuk W, Maj M. Stress-strain curve and stored energy during uniaxial deformation of polycrystals. European Journal of Mechanics, A/Solids, 2009, 28(2): 266-272
- [108] Oliferuk W, Maj M. Identification of energy storage rate components. Theoretical and experimental approach. Journal of Physics: Conference Series, 2010, 240
- [109] Rosakis P, Rosakis A J, Ravichandran G, et al. Thermodynamic internal variable model for the partition of plastic work into heat and stored energy in metals. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2000, 48(3): 581-607
- [110] Hodowany J, Ravichandran G, Rosakis A J, et al. Partition of plastic work into heat and stored energy in metals. Experimental Mechanics, 2000, 40(2): 113-123
- [111] Kamlah M, Haupt P. On the macroscopic description of stored energy and self heating during plastic deformation. International Journal of Plasticity, 1997, 13(10): 893-911
- [112] Favier D, Louche H, Schlosser P, et al. Homogeneous and heterogeneous deformation mechanisms in an austenitic polycrystalline. Acta Materialia, 2007, 55(16): 5310-5322
- [113] Long ère P, Dragon A. Evaluation of the inelastic heat fraction in the context of microstructure-supported dynamic plasticity modelling. International Journal of Impact Engineering, 2008, 35(9): 992-999
- [114] Harvey Ii D P, Bonenberger R J, Wolla J M. Effects of sequential cyclic and monotonic loadings on damage accumulation in nickel 270. International Journal of Fatigue, 1998, 20(4): 291-300
- [115] Macdougall D. Determination of the plastic work converted to heat using radiometry. Experimental Mechanics, 2000, 40(3): 298-306
- [116] Zehnder A T, Babinsky E, Palmer T. Hybrid method for determining the fraction of plastic work converted to heat. Experimental Mechanics, 1998, 38(4): 295-302

- [117] Schlosser P, Louche H, Favier D, et al. Image processing to estimate the heat sources related to phase transformations during tensile tests of NiTi tubes. Strain, 2007, 43(3): 260-271
- [118] Schlosser P, Favier D, Louche H, et al. Experimental characterization of NiTi SMAs thermomechanical behaviour using temperature and strain full-field measurements. CIMTEC 2008 - Proceedings of the 3rd International Conference on Smart Materials, Structures and Systems Research and Application of SMAs Technologies. Acireale, Sicily: 2008. 140-149
- [119] Dumoulin S, Louche H, Hopperstad O S, et al. Heat sources, energy storage and dissipation in high-strength steels: Experiments and modelling. European Journal of Mechanics, A/Solids, 2010, 29(3): 461-474
- [120] Wong A K, Kirby Iii G C. A hybrid numerical/experimental technique for determining the heat dissipated during low cycle fatigue. Engineering Fracture Mechanics, 1990, 37(3): 493-504
- [121] Jiang L, Wang H, Liaw P K, et al. Temperature Evolution and Life Prediction in Fatigue of Superalloys. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2004, 35 A(3): 839-848
- [122] Vincent L. On the ability of some cyclic plasticity models to predict the evolution of stored energy in a type 304L stainless steel submitted to high cycle fatigue. European Journal of Mechanics, A/Solids, 2008, 27(2): 161-180
- [123] H & Kansson P, Wallin M, Ristinmaa M. Prediction of stored energy in polycrystalline materials during cyclic loading. International Journal of Solids and Structures, 2008, 45(6): 1570-1586
- [124] Kaleta J, Blotny R, Harig H. Energy stored in a specimen under fatigue limit loading conditions. Journal of Testing and Evaluation, 1991, 19(4): 326-333
- [125] Chrysochoos A, Berthel B, Latourte F, et al. Local energy approach to steel fatigue. Strain, 2008, 44(4): 327-334
- [126] Connesson N, Maquin F, Pierron F. Experimental Energy Balance During the First Cycles of Cyclically Loaded Specimens Under the Conventional Yield Stress. Experimental Mechanics, 2011, 51(1): 23-44
- [127] Mareau C. Modelisation micromecanique de l'echauffement et de la microplasticite des aciers sous solliciations cycliques: [These de doctorat of ENSAM]. Chalons-en-Champagne: ENSAM, 2007
- [128] Vincent L. On the ability of some cyclic plasticity models to predict the evolution of stored energy in a type 304L stainless steel submitted to high cycle fatigue. European

Journal of Mechanics, A/Solids, 2008, 27(2): 161-180

- [129] Vivier G, Trumel H, Hild F. On the stored and dissipated energies in heterogeneous rate-independent systems: Theory and simple examples. Continuum Mechanics and Thermodynamics, 2009, 20(7): 411-427
- [130] Charkaluk E, Constantinescu A. Dissipative aspects in high cycle fatigue. Mechanics of Materials, 2009, 41(5): 483-494
- [131] Mollica F, Rajagopal K R, Srinivasa A R. The inelastic behavior of metals subject to loading reversal. International Journal of Plasticity, 2001, 17(8): 1119-1146
- [132] Plekhov O, Uvarov S, Naimark O. Theoretical and experimental investigation of the dissipated and stored energy ratio in iron under quasi-static and cyclic loading. Strength of Materials, 2008, 40(1): 90-93
- [133] Wong A K, Kirby III G C. A hybrid numerical/experimental technique for determining the heat dissipated during low cycle fatigue. Engineering fracture mechanics, 1990, 37(3): 493-504
- [134] Lemaitre J, Chaboche J L. Mécanique des Matériaux Solides. UK: Cambridge university press, 1985
- [135] Rosakis P, Rosakis A J, Ravichandran G, et al. Thermodynamic internal variable model for the partition of plastic work into heat and stored energy in metals. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2000, 48(3): 581-607
- [136] Louche H. Analyse par thermographie infrarouge des effets dissipatifs de la localisation dans des aciers: [These de doctorat of Universite Montpellier II]. Montpellier: Universite Montpellier II, 1999
- [137] Chrysochoos A, Louche H. Infrared image processing to analyze the calorific effects accompanying strain localization. International Journal of Engineering Science, 2000, 38(16): 1759-1788
- [138] Boulanger T, Chrysochoos A, Mabru C, et al. Calorimetric analysis of dissipative and thermoelastic effects associated with the fatigue behavior of steels. International Journal of Fatigue, 2004, 26(3): 221-229
- [139] Doudard C. Determination rapide des proprietees en fatigue a grand nombre de cycles a partir d'essais d'echauffement: [These of doctrat of ENS]. Cachan: ENS Cachan, 2004
- [140] Maquin F. Methodologie experimentale d'etude du comportement thermo-mecanique des materiaux sous sollicitions cyclques: [These of doctrat of ENSAM]. Chalons-en-Champagne: ENSAM, 2006
- [141] Connesson N. Contribution à l'étude du comportement thermomécanique de

matériaux métalliques: [These of doctrat of ENSAM]. Chalons-en-Champagne: ENSAM, 2010

- [142] Maquin F, Pierron F. Heat dissipation measurements in low stress cyclic loading of metallic materials: From internal friction to micro-plasticity. Mechanics of Materials, 2009, 41(8): 928-942
- [143] Chrysochoos A, Berthel B, Latourte F, et al. Local energy approach to steel fatigue. Strain, 2008, 44(4): 327-334
- [144] Piatti G, Schiller P. Thermal and mechanical properties of the Cr-Mn-(Ni-free) austenitic steels for fusion reactor applications. Journal of Nuclear Materials, 1986, 141-143(PART 1): 417-426
- [145] Boulanger T, Chrysochoos A, Mabru C, et al. Calorimetric analysis of dissipative and thermoelastic effects associated with the fatigue behavior of steels. International Journal of Fatigue, 2004, 26(3): 221-229
- [146] Feltner C E, Laird C. Cyclic stress-strain response of F.C.C. metals and alloys-II Dislocation structures and mechanisms. Acta Metallurgica, 1967, 15(10): 1633-1653
- [147] Mughrabi H. Self-consistent experimental determination of the dislocation line tension long-range internal stresses in deformed copper crystals by analysis of dislocation curvatures. Materials Science and Engineering A, 2001, 309-310: 237-245
- [148] D épr és C, Fivel M, Tabourot L. A dislocation-based model for low-amplitude fatigue behaviour of face-centred cubic single crystals. Scripta Materialia, 2008, 58(12): 1086-1089
- [149] Fivel M C. Discrete dislocation dynamics: an important recent break-through in the modelling of dislocation collective behaviour. Comptes Rendus Physique, 2008, 9(3-4): 427-436
- [150] Fujii T, Watanabe C, Nomura Y, et al. Microstructural evolution during low cycle fatique of a 3003 aluminum alloy. Materials Science and Engineering A, 2001, 319-321: 592-596
- [151] 陈胜红. 疲劳损伤过程热耗散与微观形貌的同步测量: [西北工业大学硕士学位论文]. 西安: 西北工业大学, 2007
- [152] Meneghetti G, Ricotta M. The use of the specific heat loss to analyse the low- and high-cycle fatigue behaviour of plain and notched specimens made of a stainless steel. Engineering Fracture Mechanics, 2012, 81(1): 2-16
- [153] Atzori B, Meneghetti G, Ricotta M, Fatigue behaviour of a stainless steel based on energy measurements. In Key Engineering Materials, 2010; 'Vol.' 417-418, pp 333-

336

- [154] Meneghetti G. Analysis of the fatigue strength of a stainless steel based on the energy dissipation. International Journal of Fatigue, 2007, 29(1): 81-94
- [155] Susmel L, Atzori B, Meneghetti G, et al. Notch and mean stress effect in fatigue as phenomena of elasto-plastic inherent multiaxiality. Engineering Fracture Mechanics, 2011, 78(8): 1628-1643
- [156] Meneghetti G, Quaresimin M. Fatigue strength assessment of a short fiber composite based on the specific heat dissipation. Composites Part B: Engineering, 2011, 42(2): 217-225
- [157] 李莉, 谢里阳, 何雪浤, 等. 疲劳寿命影响因素的试验研究. 中国机械工程, 2010, (03): 355-358
- [158] 李莉, 谢里阳, 何雪浤, 等. 疲劳加载下金属材料的强度退化规律. 机械强度, 2010, (06): 967-971
- [159] 谢里阳, 吕文阁, 师照峰. 两级载荷作用下疲劳损伤状态的试验研究. 机械强度, 1994, (03): 52-54
- [160] 谢里阳, 徐灏, 王德俊. 疲劳过程中材料强化和弱化现象的探讨. 机械强度, 1991, (01): 32-35
- [161] 赵少汴. S—N曲线转折点循环数N\_0的探讨. 机械强度, 2001, (01): 22-24
- [162] 赵少汴. 常用累积损伤理论疲劳寿命估算精度的试验研究. 机械强度, 2000, (03): 206-209
- [163] Fatemi A, Yang L. Cumulative fatigue damage and life prediction theories: A survey of the state of the art for homogeneous materials. International Journal of Fatigue, 1998, 20(1): 9-34
- [164] 胡燕慧, 张峥, 钟群鹏, 等. 金属材料超高周疲劳研究进展. 机械强度, 2009, (06): 979-985
- [165] 谢里阳, 秦大同.疲劳强度与可靠性设计. 北京: 化学工业出版社, 2013
- [166] 周承恩, 谢季佳, 洪友士. 超高周疲劳研究现状及展望. 机械强度, 2004, (05): 526-533
- [167] Wang C, Blanche A, Wagner D, et al. Dissipative and microstructural effects associated with fatigue crack initiation on an Armco iron. International Journal of Fatigue, 2014, 58(1): 152-157
- [168] Wang C, Wagner D, Wang Q Y, et al. Gigacycle fatigue initiation mechanism in Armco iron. International Journal of Fatigue, 2012, 45(1): 91-97
- [169] Wagner D, Cavalieri F J, Bathias C, et al. Ultrasonic fatigue tests at high temperature on an austenitic steel. Propulsion and Power Research, 2012, 1(1): 29-35

- [170] Sakai T, Takeda M, Shiozawa K, et al. Experimental evidence of duplex S-N characteristics in wide life region for high strength steels. Higher Education Press, Fatigue'99: Proceedings of the Seventh International Fatigue Congress. 1999, 573-578
- [171] 郑小涛, 轩福贞, 喻九阳. 压力容器与管道安定/棘轮评估方法研究进展. 压力容器, 2013, (01): 45-53
- [172] 孙阳, 沈水龙. 能量原理在路面结构安定分析中的应用研究. 工程力学, 2010, (11): 88-93
- [173] 冯西桥, 刘信声. 随动强化结构的安定性分析. 力学学报, 1992, (04): 500-503
- [174] 金刚. 级配碎石三轴试验研究: [大连理工大学硕士学位论文]. 大连: 大连理工大学, 2007.
- [175] Constantinescu A, Dang Van K, Maitournam M H. A unified approach for high and low cycle fatigue based on shakedown concepts. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 2003, 26(6): 561-568
- [176] 魏密,杨群,郭忠印.安定理论在柔性路面设计中的应用.公路交通技术,2007, (01): 5-9
- [177] 周承恩, 谢季佳, 洪友士. 超高周疲劳研究现状及展望. 机械强度, 2004, 26(5): 526-533
- [178] Sun C, Lei Z, Xie J, et al. Effects of inclusion size and stress ratio on fatigue strength for high-strength steels with fish-eye mode failure. International Journal of Fatigue, 2013, 48(0): 19-27
- [179] Charkaluk E, Constantinescu A, Maitournam H, et al. Revisiting the dang van criterion[A]. Procedia Engineering. Oxford: 2009. 143-146
- [180] Papadopoulos I V. Fatigue polycyclique des metaux: une nouvelle approche: [Thesie of Doctorat of EPC]. Chaussees: Ecole des Ponts et Chaussees, 1987
- [181] Dang Van K. Sur la résistance à la fatigue des méaux. Sciences et Techniques de l'Armement, 1973, 47(3): 647-722
- [182] 刘旭, 张开林, 姚远, 等. 两种评定准则下的车轮疲劳强度分析. 机车电传动, 2012, (04): 23-25
- [183] Cugy P, Galtier A. Microplasticity and temperature increase in low carbon steels.Proc. 8th Int. Fatigue Conf., 2002: 549-556

### 致 谢

古有十年寒窗而扬天下,今已二十余载苦读,已过而立,将是如何?一路走 来,虽无大功大喜,时至今日,除心存感激之余,夫复何求?对于我的博士生涯, 这是个终点,对于我的学术生涯,是一个崭新的起点!生命不息,奋斗不已!

首先谨以最诚挚的敬意感谢我的恩师韩旭教授! 衷心感谢恩师对愚钝如我的淳 淳教诲和悉心关怀,自己取得的点滴成绩无不凝聚着恩师的心血。恩师的视野国际 化,学术造诣前沿而精髓,治学风格严谨勤奋,所以这些都让我永志不忘,并指导 着我日后的工作和生活。韩老师不仅学识渊博,而且平易近人、宽以待人,凡事对 学生晓之以理、动之以情,时时刻刻为学生着想,在此深表感激!

感谢国家留学基金委(CSC)的资助和法国国立高等工程大学(ENSAM)的 Fabrice, PIERRON教授和 Francois, MAQUIN 副教授对我课题研究工作的精心指导! 我深深地领略到两位导师对于学术的热爱、执着以及在工作中的拼搏、敬业,与两 位国外老师的相处虽然短暂,但却让我记忆深刻,并受益终生。

感谢姜潮师兄!姜潮教授是国内机械工程学界的青年才俊,学术造诣深厚,在 攻读博士期间,与之交谈总是如沐春风。感谢带我走入学术生涯的国防科技大学袁 杰红、姜乐华、胡茑庆教授!感谢推荐我攻读博士学位的龚佑兴主任、叶南海教 授、程军圣教授!感谢湖南大学唐亚利、谢小平、周长江、刘颖老师的帮助!

感谢法国巴黎高科 N, CONNESSON 博士在程序源代码方面的帮助、里尔大学王 晓钢博士在学术上的有益讨论、C, PERSON 工程师在实验研究方面的协助! 感谢同 在 Chalons-en-Champagne 小镇留学的佳伟、海滨、元勋、谢缇等在生活上的帮助! 每每回想起在法国一年的生活,总是觉得无比美好与无限感动。感谢刘杰、雷飞、 陶友瑞、官凤娇等师兄师姐的无私帮助和一起求学的陈国栋、赵子衡、丁飞、肖毅 华、王林军、尹汉峰、白影春、毕仁贵、蒋政、孙天、杨思满等师兄弟们的鼓励。

特别感谢几年来爱妻李若兰对我学习的理解和支持,感谢多年以来远在千里之 外父母的养育之恩,感谢岳父母和弟弟对我生活的支持和鼓励!

言辞有尽处,敬谢无穷时。最后,再次衷心感谢我的恩师韩旭教授,并对所有教育、关心、帮助我的亲人、老师、同学、朋友表示感激,祝福你们!

特别将此论文献给我即将出生的孩子,希望孩子永远健康快乐!

谁言寸草心,报得三春晖!诚惶诚恐之际,聊以此联自勉!

#### 李源

13年09月于长沙浏阳河畔

## 附录 A 攻读学位期间所发表的学术论文目录

- [1] 李源, 韩旭, 刘杰, 姜潮. 一种基于耗散能计算的高周疲劳参数预测方法. 力学学报, 2013, 45(3): 367-602
- [2] Li Y, Maquin F, Pierron F, Han X, et al. Dissipated energy measurements of metal material during High-cycle fatigue test process. The 13<sup>th</sup> International Conference of Fatigue and Failure, 2013, Beijing, China
- [3] 李源, 韩旭, 姜潮, 袁杰红. 基于稳态耗散能的金属材料疲劳剩余寿命预测. 第四 届国际焊接疲劳断裂会议, 2013, 成都
- [4] Li Y, SUN T, Jiang C, Jiang Z, et al. Fatigue analysis of the heavy-truck based on actual road tests and rigid-flexible coupling multi-body model. The 4<sup>th</sup> International Conference of Transportation Engineering, 2013, Chengdu, China
- [5] 李源, 李明, 袁杰红. 某型圆柱螺旋弹簧设计与疲劳寿命分析. 计算机辅助工程, 2013, 22(1):303-306
- [6] 李源,韩旭,姜潮,王林军.一种基于 GM 的桁架结构疲劳寿命预测方法.中国机 械工程, 2011, 22(6):710-714
- [7] 李源,韩旭,叶南海,袁杰红.减速器弧齿锥齿轮动态啮合疲劳强度研究.湖南大 学学报(自然科学版),2010,37(6):32-35.
- [8] Li Y, HAN X, Ye N H, Yuan J H. Fatigue lifetime study on spiral bevel gears using finite element method. Advaned Materials Research, vol.2, pp. 228-231, 2010
- [9] Li Y, HAN X. A numerical method of fatigue life prediction of truss structure based on GM. 2010 International Conference on Computational Method, Zhangjiajie, China
- [10]Li Y, Maquin F, Pierron F, Han X, et.al. Ripid determination of High-cycle fatigue parameters based on dissipated energy measurements. International Journal of Fatigue, 2013 (under review)
- [11]Lin Z J, Yuan J H, Li Y, Yan X J, et al. A temperature field model of complicated thermal analysis system based on thermal network method. Advaned Materials Research, 2013, vols.694-697: 695-698.
- [12] 蒋政,韩旭,李源,姜潮等.基于车轴位移响应的重型载货汽车耐久性虚拟试验 方法.汽车工程,2012,34(4):328-332
- [13]Li B C, Jiang C, Han X, Li Y. A new path-dependent multiaxial fatigue model for metals under different paths. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 2013(early view)

# 附录 B 攻读学位期间所参加的科研项目

- [1] 国家自然科学杰出青年基金,"计算固体力学",2008-2011,项目号: 10725208.
- [2] 国家自然基金重大项目,"基于客户驱动的汽车碰撞安全性设计关键理论与技术",2012-2015,项目号:11232014.
- [3] 国家 973 计划项目"复杂装备研发数字化工具中的计算力学和多场耦合若干前沿问题"子项目"车身钢板轻量化与碰撞安全性的数字化设计",2010-2013,项目号:2010CB832705.
- [4] 安徽华菱汽车股份有限公司,某型商用车车架疲劳及可靠性设计,2008-2010.
- [5] 法国 ENSAM 学校 LMPF 实验室与法国雷诺公司合作课题"某型车用材料疲劳性能分析", 2011-2012.

附录 C 疲劳载荷下耗散能变化规律

316L不锈钢



附图 C.1 316L 耗散能实验结果( $\sigma_{
m max}$  =230MPa-290MPa)





附图 C.2 316L 耗散能实验结果( $\sigma_{
m max}$  =310MPa-370MPa)

316L不锈钢



附图 C.3 316L 耗散能实验结果( $\sigma_{
m max}$  =310MPa-370MPa)

DP600 双相钢



附图 C.4 DP600 耗散能实验结果( $\sigma_{
m max}$ =220MPa-280MPa)

DP600 双相钢



附图 C.5 DP600 耗散能实验结果( $\sigma_{\max}$  =300MPa-360MPa)

DP600 双相钢



附图 C.6 DP600 耗散能实验结果( $\sigma_{
m max}$ =380MPa-440MPa)