

摘 要

电子封装技术均要求通过焊点直接实现异材间电气及刚性机械连接,对于任何一个电子系统,一个焊点的失效导致整个电路板甚至整个系统的失效,因此焊点的可靠性在电子封装领域是一个非常重要的问题,它的质量与可靠性对电子产品的可靠性起着至关重要的作用。

通常,温度循环产生的交变应力是封装焊点失效的主要原因,本文以应用最为广泛的通孔插装焊点与倒装焊点为研究对象,通过加速热循环试验,分别对其失效机理,服役过程中的变化规律进行了研究。

本文首先对在实际工作中失效的通孔插装焊点做失效定位,结果表明几乎所有焊点的失效都是由于引线与钎料的剥离而引起。通过金相剖面观察来分析当前失效模式,几乎所有裂纹都贯穿于三个薄弱区。通过热循环试验,在不同循环周期观察焊点裂纹的扩展情况。发现在热循环试验初期,钎料/焊盘界面、钎料/引线界面都有起始裂纹产生,随着循环周期的增加,钎料/引线界面的裂纹与钎料/焊盘的裂纹相比,生长速度更快,最终变成导致焊点失效的主裂纹。

对倒装组装 SnAgCu 焊料,基于连续损伤力学的方法,采用能量耗散理论,推导出蠕变疲劳交互作用的连续损伤演化模型。并以电阻应变为损伤变量,对 SnAgCu 焊料在蠕变疲劳交互作用下的损伤进行测量。

对不同周期的试样进行金相观察,分析了钎料蠕变疲劳交互作用的损伤演化过程。由于蠕变损伤和疲劳损伤在机理上的差异,这两种损伤之间的耦合在早期并没有出现。在损伤发展的后期阶段,由实验观察结果表明,蠕变损伤会促进疲劳损伤的发展,由于疲劳裂纹的存在,增加了裂纹前端区域的应力,加速前端颗粒间蠕变空穴的形成。

关键词 可靠性; 热循环; 损伤力学; 疲劳-蠕变交互作用

ABSTRACT

Solder joint interconnections play an important role in the technology of electronics packaging since they not only provide the electrical connections but also are the sole mechanical attachment of the electronic components to the printed circuit board (PCB). The invalidation of solder is recognized as the major reason leading all the electron system to damage. The quality and reliability of solder joint is recognized crucial factor for the reliability of the most electronic packages.

Under thermal cycling, the solder joint and PCB generate alternate stress that is the main reason causing solder joint failure. Through-hole and Flip-chip technology are widely used in the electronic packaging filed. Based on thermal cycling test, this dissertation studied on the failure mechanism and the vary law of the Through-hole solder joint and Flip-chip solder joint.

This dissertation fixed the failure position for the damaged through-hole solder joint. The results showed that all most all the damaged solder joints caused by the peeling off of leading wire and solder. According the metallographic analysis, it was founded that all most all the cracks breakthrough the three weak area. During thermal cycling testing, it was founded that early in the testing, the crack generated in the interface of solder/PCB and solder/leading-wire, but with the proceed of the thermal cycling testing, the crack that generated in the interface of solder/leading-wire developed the main crack, then leading the peeling off of leading wire and solder.

Based on the theory of continuum damage mechanics (CDM), this dissertation derived a fatigue-creep interaction model for SnAgCu solder. And the fatigue-creep interaction damage value was tested by resistance strain as the damage variable.

According metallographic analysis to the different cyclic SnAgCu samples, the microstructure evolution and the damage evolution were examined. Due to the damage mechanic of fatigue damage and creep damage are different, the two kind of damage did not couple early in the damage procedure. But at the final stage, the creep damage promoted the fatigue damage. At the meantime, the stress of the crack front zone was added, which speeded up the creep cavities in crack front zone formation.

Key words reliability; thermal cycling; crack front zone; fatigue-creep interaction

独创性声明

本人声明所呈交的论文是我个人在导师指导下进行的研究工作及取得的研究成果。尽我所知，除了文中特别加以标注和致谢的地方外，论文中不包含其他人已经发表或撰写过的研究成果，也不包含为获得北京工业大学或其它教育机构的学位或证书而使用过的材料。与我一同工作的同志对本研究所做的任何贡献均已在论文中作了明确的说明并表示了谢意。

签名：刘娜 日期：2009年6月3日

关于论文使用授权的说明

本人完全了解北京工业大学有关保留、使用学位论文的规定，即：学校有权保留送交论文的复印件，允许论文被查阅和借阅；学校可以公布论文的全部或部分内 容，可以采用影印、缩印或其他复制手段保存论文。

（保密的论文在解密后应遵守此规定）

签名：刘娜 导师签名：刘娜 日期：2009年6月3日

第1章 绪论

1.1 课题研究背景及意义

随着电子信息产业的日新月异,电子产品继续向小型化、便携式方向发展,微电子器件中焊点的形态和结构也发生了很大的变化,体积越来越小,组装密度也越来越高,而焊点所承受的力学、电学和热力学载荷却越来越重,对可靠性的要求呈指数级增长^[1]。在微电子封装中,焊料由于具有连接作用,而广泛应用于芯片、基板及封装PCB(printed circuit board)之间的电、热和机械连接。焊点的功能虽然简单,但其可靠性却至关重要,一个焊点的失效导致整个电路板甚至整个系统的失效,因此焊点的可靠性在电子封装领域是一个非常重要的问题,它的质量与可靠性对电子产品的可靠性起着至关重要的作用^[2,3]。

焊点的失效一方面来源于生产装配工序中的焊接故障,如桥连、虚焊、曼哈顿现象等;另一方面是在服役条件下,元件与基板材料存在的热膨胀系数差,由于环境温度变化与功率循环的作用,在焊点内产生热应力,应力的周期性变化会造成焊点的疲劳损伤,同时相对于服役环境的温度,钎料的熔点较低,随着时间的延续,产生明显的粘性行为,导致焊点的蠕变损伤^[4]。

焊点的可靠性研究目的有两个:首先要研究在焊接及焊点服役过程中,哪些因素会影响焊点的可靠性,从而给焊接工艺和焊点的设计提供依据;其次是研究焊点在服役过程中的变化规律,从而找到焊点寿命的疲劳预测方法。

目前国内的电子与通信产品的组装以通孔插装方式和贴装/插装混合组装为主,本课题以传统的通孔插装焊点和应用最为广泛的倒装焊点为研究对象,通过热疲劳试验,研究焊点的失效行为与机理,揭示焊点在服役过程中的变化规律。开展本课题的研究,对优化焊点结构、提高焊点使用寿命、预测焊点寿命具有重要的理论意义。

1.2 电子封装发展现状

1.2.1 电子封装发展历程

第一只晶体管是由美国电报电话公司(AT&T)贝尔实验室的三位科学家巴丁、布赖顿和肖克莱于1947年发明的,然后诞生了半导体收音机,第一块IC的问世是在二十世纪六十年代初期,同时开创了集成电路封装的历史。其发展过程大致经历了四个阶段:六十年代,以通孔器件和插入器件为主,以双列直插式引线封装

Double In-line Package-DIP.为代表。DIP是Fairchild 的 Bryant Rogers在六十年代早期发明的,当时只有14个引脚,这种封装方式很快在1962年被TI采用了。随着八十年代表面贴装技术(SMT)的迅速发展,以缩小面积,顺应电子产品小型化、轻薄化和组装自动化为发展趋势。而出现的各类表面贴装器件(SMC/SMD)电子封装,如塑料短引线载体(Plastic leaded chip Carrier-PLCC)和四边扁平引线封装(Quad Flat Package-QFP)等。在九十年代中前期,随着IC特征尺寸不断减小以及集成度的不断提高,芯片尺寸和I/O数也不断增大。电子封装引脚由周边型向面阵列型发展。综合了QFP和PGA的优点,于九十年代初终于研制开发出新一代集成电路封装一球栅阵列封装(Bal Grid Array-BGA)。至此,多年来一直大大滞后于芯片发展的集成电路封装,由于BGA的开发成功终于能够适应芯片发展的步伐。目前,芯片小而封装大的矛盾并没有真正解决。在90年代后期至今,继美国开发出BGA之后,日本也开发出芯片尺寸封装(Chip size Package—CSP)。CSP的封装面积不大于芯片面积的120%。这样,CSP解决了长期存在的芯片小而封装大的根本矛盾,足以再次引发一场集成电路封装技术的革命。

随着IT产业的兴起、无线通讯的兴旺、多媒体的出现,全球范围的信息量急剧增加,信息数据的交换和传输实现了大容量化、高速化和数字化,促使电子信息设备向着高性能、高集成、高可靠性方向迅速发展,使电子信息产业迅速壮大;支持其发展进程的关键技术就是IC组装技术,它包含了IC封装与PCB的SMT技术。至今,封装技术已从简单的DIP封装发展到复杂结构的CSP、MCM(多芯片组件)和圆片级封装。

当前封装成本在半导体销售额中所占比例越来越大,电子封装受到空前的重视。美国国防部已经把电子封装产业列为国家高度优先发展的三大领域之一。新加坡、台湾等亚洲国家和地区,更是把电子封装及组装技术作为他们的工业支柱,出于绝对优先的发展地位^[5]。目前,电子封装业已经成为全球效益处于绝对优先的发展地位。目前,电子封装业已经成为全球效益最大的朝阳产业。相比之下,我国的微电子封装技术极其落后,而且是财力、设备、管理和技术全方位的落后。现在政府部门已经认识到封装技术的重要性,开始加大了投入,截至到2004年底,国内主要集成电路封装企业达到84家。2004年中国国内半导体产值为364亿元人民币,其中封装占了50%以上。据2006年半导体行业首脑峰会上了解到,包括台湾和香港在内,我国半导体封装测试业的规模在2006年将达到世界总量的三分之一以上。国内一些大的封装企业已经涉足先进封装,如南京富士通、江苏长电和上海纪元微科等。这些公司的一些技术已经达到国际水平。圆片减薄可达40~60 μm ,圆片凸点数达170多个,凸点最小直径50 μm ,节距80 μm 。南京富士通微电子股份有限公司已经开发出了系列凸点芯片载体(BCC)。这几年生产了几种高性能MCM,并在叠层芯片封装方面有较大的进展。同时国内也建立了一些封装技术的研究机构,例如清华大学、复旦大学、华中科技大学、中国科学院微电子中

心、信息产业部第十三研究所、北京微电子技术研究所等。最值得一提的就是前阶段由福建闽航电子器件公司承建的大规模集成电路高密度封装国家重点工业性试验基地。这一切都标志着中国在以集成电路为核心的微电子封装高新技术上取得了很大进展。

当前世界封装技术发展的特点是:向高密度、表面安装、多芯片及塑料封装发展^[6]。由于器件的集成度越来越高,要求封装的管脚数越来越多,管脚间的间距越来越小,从而使得封装的难度也越来越大。根据美国SIA发展规划,到2007年,最大芯片尺寸将增大到100mm²,同时每枚芯片上的输入/输出数量将最多达到5000个,焊点尺寸将缩小到0.127mm以下。国际上表面安装技术发展很快,据统计,1988年以来引脚插装技术占封装市场的份额越来越少,取而代之的是表面安装类型的封装,如有引线塑料扁平封装(PQFP),塑料球栅阵列封装(PBGA)和陶瓷球栅阵列封装(CCBGA)等。McM起步于90年代初,由于其高密度、高性能而备受青睐。世界各国都极大关注,纷纷投入巨额资金,如美国政府3年内投入了5亿美元,IBM在10年内投入了10亿美元来发展MCM。在陶瓷封装向高密度、多引线、低功耗发展的同时,越来越多的领域正在被塑料封装所取代。而且,新的塑料封装形式层出不穷,目前以PQFP和PBGA为主。据统计这些塑料封装占领着90%以上的市场份额。

发展电子封装技术,旨在使系统小型化、高性能、高可靠性和低成本。小型化导致了封装向高密度、小间距方向发展,从而使周边引线排列向面阵引线发展;高性能则导致了封装技术从引线键合向倒装焊发展;高可靠性促使了人们封装领域中研究开发能够减少应力的新结构和新材料;而低成本则促使了塑料封装的应用。从技术发展来看,作为高密度封装的关键技术主要有:TCP, BGA, FCT, CSP, MCM 和三维封装,就封装密度及节省成本潜力而言,各种面阵列封装,如BGA/CSP等的发展前景极为乐观。可以预见,随着技术的飞速发展,各种新的封装技术将会不断出现,并越来越突显出其重要地位,从而促进SMT向更高水平发展。综上所述,伴随着中国电子工业迅速发展的势头,作为融合多学科门类的电子封装可靠性研究必将成为推动生产力发展的重要研究方向。

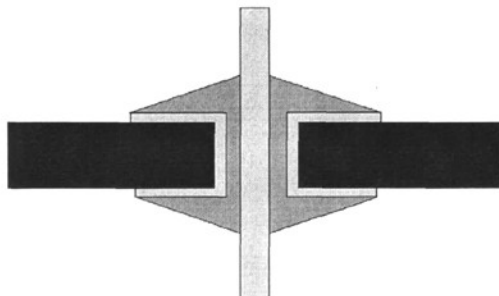
1.2.2 通孔插装技术简介

电子封装中,通常采用的焊接方式有两种:通孔插装焊接(Pin Through Hole)和表面贴装(Surface Mount Technology)。

PTH焊接的方式是将引脚穿过PCB板的通孔,并在PCB板下方采用波峰焊(Wave solder)将液态的焊料浸润在引脚和通孔上,形成焊点。如图所示。

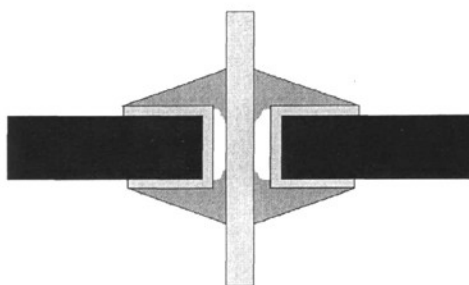
通孔焊接出现在上世纪60年代,是电子封装中使用历史最悠久的封装技术,也是元器件与电路板接合最为常见的方式,元器件引脚与电路板上的倒孔接合,

引脚插入式接合依引脚插入倒孔后的形状区分为直插型 (Straight Though)、弯曲型 (Clinched)、半弯曲型 (Semiclinched)、铲型 (Spaded)、迂回结合型 (Offset Land Mounting) 等, 依倒孔内壁是否镀有铜膜, 焊接完成的形势可区分为支撑焊接点 (Supported Hole) 与无支撑焊接点 (Unsupported Hole)^[7], 如图 1-1 所示。



a) 支撑焊点

a) Supported Hole



b) 无支撑焊接点

b) Unsupported Hole

图 1-1 通孔插装结构^[7]

Figure 1-1 Pin through hole

1.2.3 倒装组装技术简介

表面贴装 (SMT) 的焊接方式是在 PCB 板和 SMT 器件之间涂敷一层焊膏 (含助焊剂), 然后将器件和 PCB 板放入设有温度曲线的回流炉中, 在回流炉升温过程中焊膏熔化在器件与 PCB 板之间形成浸润, 在回流炉降温过程中形成固态焊点。

表面贴装技术中最为常用的技术之一是倒装芯片技术。倒装芯片技术为IBM公司于1964年所提出的一种新型封装技术。最初的设计为将已长上C4凸块的晶片翻转连接于陶瓷基板，称为C4工艺，至今，已发展出许多倒装技术，其中包含凸块制作、液状封胶、表面粘着、基板回焊等。图1-2是Miller设计的可控塌陷法(C4)倒装芯片结构图。

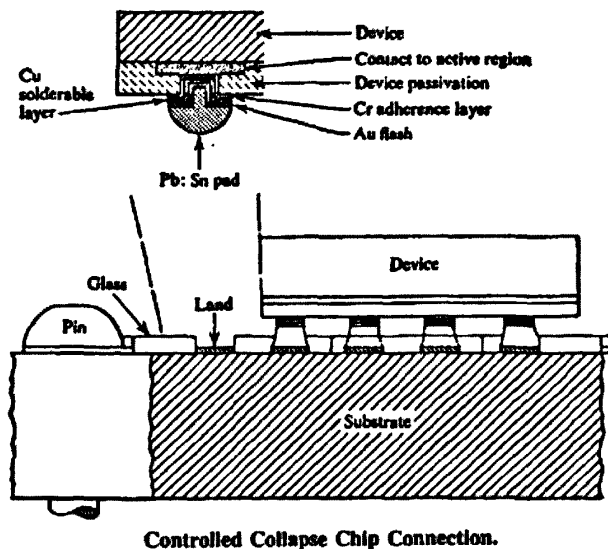


图 1-2 倒装芯片结构图^[8]

Figure 1-2 Flip Chip

随着电子产品向轻、薄、短、小而功能多样方向发展，不断向电子封装提出新的要求。适应于这种需要，倒装芯片技术日益得到广泛的应用，CSP和mBGA(微型球栅阵列)技术就直接基于倒装技术得以发展。因此倒装芯片是一种能够适应未来电子封装发展要求的技术。FC技术主要特点是：

- 1) 当芯片焊球凸点与基板焊盘回流焊时，焊点具有自对准效应，为大规模生产提供了极大的便利；
- 2) 采用全阵列焊球结构，封装密度大大提高而相应封装尺寸大大减小；
- 3) 具有快速和高质量的信号传输处理功能，信号延迟大大低于金属丝焊系统。

由于FC通过凸焊点直接与基板连接，与所有的引线键合和面积阵列互连技术相比，FC能够提供最高的封装密度、最小的封装尺寸、最好的高频性能、最小的高度和最轻的重量，是未来电子封装技术的发展趋势^[9,10]。

1.2.4 混装技术简介

在同一片印制电路板上引脚插入式接合与表面贴装技术也可混合使用，此接合称为混合技术（Mixed Technology, MT）电路板接合如图 1-3 所示。依据元器件在电路板上的分布，MT 技术可概括分为三种型态：第一型为电路板正面或反面接合的均为表面贴装元器件；第二型为表面贴装与引脚插入式元器件的混合；第三型则指电路板正面为引脚插入式接合元器件，反面为表面贴装接合元器件^[7]。

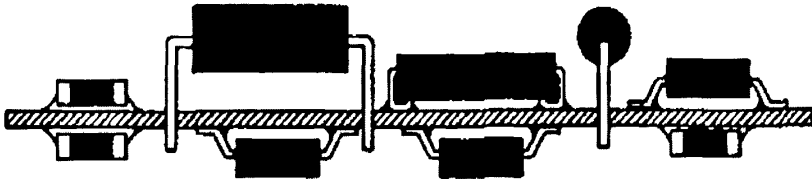


图 1-3 混合组装^[7]

Figure 1-3 Mixed technology

1.3 电子封装中的可靠性

1.3.1 电子封装可靠性概述

按照通用标准的定义，可靠性是指产品在规定的条件下和规定的时间内，完成规定功能的能力。焊点在电子封装中主要有以下功能^[11]：①在芯片和基板之间提供电气连接；②从芯片到基板提供热传导，即为芯片提供散热通道；③提供间隙，防止芯片电路和基板电路短接；④为芯片提供机械支持。因此，焊点的可靠性和寿命对于表面安装技术中各种不同形式的封装技术而言是及其重要的。

新的封装形式的出现，所带来的相应变化是：在单位封装体积内，焊点的尺寸也随之减小，焊点数目出现了较大的增长。更小尺寸的焊点应用到电子封装中带来的利益是巨大的（例如：更快的速度，更高的封装密度等），但是随之而来的是可靠性问题也呈指数级增长。而可靠性对于电子产品实现其功能又是至关重要的。因此，如何保证无铅焊点的质量是一个重要问题，它的质量与可靠性很大程度决定了电子产品的质量。例如1957年美国先锋号卫星因一个价值2美元的器件失效，造成价值数百万美元的卫星原地坠毁。研究并预估电子封装的可靠性，是当前美国、新加坡等国家基金和信息业企业基金重点投入的领域。

焊点的失效模式主要有两种^[12-13]：1.应力-强度模式，当且仅当应力超过极限强度值时，就会产生失效，如脆性断裂；2.损伤-持久度模式，应力引起的损伤

不可逆积累,在损伤积累过程中不会降低器件功能,当且仅当累计损伤超过持久极限,就会产生失效。芯片封装中最常见的失效模式大多属于后一种。例如,引线和导电带在热循环或振动下的疲劳断裂、焊点在应力/应变下的蠕变断裂、热或功率循环导致材料界面分离等等都属于第二种失效模式。芯片系统在生产制造过程中、检测过程中、运输和存储过程中及使用过程中都会不断受到各种应力的作用。这些应力虽远达不到使材料破坏的极限强度,但反复多次的作用,会在器件的敏感部位造成一定损伤并积累起来。由于这些损伤在达到持久极限之前,器件的功能并无显著变化,所以用常规的方法是无法检测出器件的受损程度的。这样,受损器件或电路选用之后就给系统的可靠性造成隐患。如何能检测分析出芯片组件受应力作用而损伤的程度,保证用于产品中的组件都是未受损或是轻度受损的,已成为保证产品高可靠性的关键。

1.3.2 电子封装可靠性研究现状

随着技术的进步,现在可将一亿个器件集成在一块芯片上,由于器件尺寸不断缩小,单位面积器件数量的增加和电路功能改进使电路日趋复杂,保证电子产品整体可靠性是国内外电子产业界的共同研究目标。器件可靠性研究工作主要有两方面^[14,15]:一是可靠性试验及分析,其目的是评价、鉴定集成电路器件可靠性水平,为整机可靠性设计提供参考数据;二是利用有限元软件来模拟分析。通过有限元模拟我们就可以得到新产品可靠度资料,这样就不用实际做出样品后再做可靠度实验,从而节省大量开发成本,缩短产品开发周期。

目前国外对芯片机械系统应力与热应力失效的分析和预测主要运用有限元分析方法结合弹性力学、粘弹性力学、断裂力学的理论和方法。在Barret^[16]的文献中亦提到,可通过有限元法进行模拟,并结合设计及分析达到虚拟原型的效果,即在整个设计过程中机械工程师可以与从事电路设计的电子工程师以及进行产品制造的生产人员等其它部门的人员进行合作,采用有限元工具通过模拟仿真分析,不断地对模块的封装进行优化。国内在封装研究方面起步较迟,研究相对滞后,对叠层芯片封装可靠性研究多从试验、有限元分析等方面入手。

目前,国内外有关电子封装焊点可靠性问题主要从以下几个方面:

- 1) 焊点疲劳失效的基础理论和研究方法。包括焊点的失效机制、焊点疲劳寿命预测方法、焊点疲劳实验方法等。焊点疲劳失效是指在循环载荷作用下,焊点的局部应力增大,焊点上最弱且应力最高的晶粒上就会出现微细裂纹,然后随着载荷的不断作用裂纹逐渐增长、扩展并最终导致焊点疲劳断裂。由于对温度载荷下焊点的可靠性研究较早,目前比较普遍的认识是:焊点在温度循环作用下的失效模式是蠕变和疲劳的共同作用;焊点断裂处既有蠕变断裂特征的沿晶裂纹,又有疲劳断裂的疲劳裂纹。但是,有关动力载荷下焊点的失效模式以及动力载荷和温度载

荷共同作用下焊点的失效机制的研究还不多。焊点的疲劳寿命预测是焊点可靠性问题的另一个重要研究内容，它一般是指预测焊点不发生失效时载荷作用的时间或者载荷作用的最高次数。基于不同的理论，有关寿命预测的模型也有多个模式。

2) 封装焊点的应力应变分析，焊点失效主要是焊点经过周期性的应力应变所产生的断裂裂纹，温度载荷以及动力载荷下焊点应力应变的大小及分布对其可靠性的影响至关重要，通常被视为焊点疲劳寿命预测的前提和关键。目前，有人采用应变计、激光全息、光栅云纹、X射线断层扫描等方法对SnPb焊点的应力应变进行测量；还有人探讨了扫描电镜网格法、密栅云纹干涉法等测量热应变的可行性。国内外的学者开始用有限元模拟法分析焊点的应力应变。

3) 封装焊点的形态预测及优化设计。焊点形态就是焊点成型后的外观结构形状，它直接影响到焊点受载时的应力分布情况，对焊点的寿命及可靠性有较大的影响。焊点形态的研究涉及到焊点的成型机理、焊点力学行为与焊点成型的关系、焊点成型建模及预测、焊点CAD方法等，其中焊点成型建模及预测是焊点形态研究的核心内容。

1.3.3 电子封装可靠性的影响因素

影响焊点可靠性的因素主要有以下几方面：

1) 钎料成分 研究表明，钎料中 Sn、Pb 或 Sn、Ag、Cu 的不同配比，钎料中添加某些合金元素，会改变钎料的微观结构即钎料的组织结构、晶粒尺寸，改变钎料的变性机制、裂纹扩展机制。例如，随着钎料中 Sn 量的增加，焊点疲劳寿命增加，适当的添加合金元素，可以保证钎料的熔点低、润湿性好、接头强度高等优点的前提下，提高钎料的抗蠕变-疲劳性能，改善焊点可靠性。

2) 焊点的内部缺陷 电子封装的焊点因其微小的尺寸，复杂的焊接材料，产生缺陷的几率较大，主要有外观缺陷，如接头外型不良、引线间的桥接、芯吸等，以及内部缺陷，如气孔、有害金属间化合物、虚焊等，这些缺陷的存在都影响焊点的可靠性^[17]。

3) 服役条件 微电子封装与组装产品的可靠性很大程度上取决于服役条件，如环境温度、周期加载频率对焊点疲劳寿命的影响。研究表明^[18-20]，随着温度的升高，焊点应变范围增加，失效周期数降低；随着加载频率增加，焊点疲劳寿命降低。焊点高温保温时间短，焊点内的应变恢复多，将延长焊点疲劳寿命；保温时间长，由于蠕变的作用，可恢复的应变少，增加了焊点内部应变，寿命降低^[21]。

4) 焊点的微观组织及其变化 在热循环的过程中，焊点的组织结构会发生变化，影响焊点的可靠性。焊点的微观组织包括焊点本身的祖师结构和焊点与基体的界面层组织与结构。Sn 和 Pb 的配比不同而有所差异，对共晶钎料，其平衡组织为共晶结构，一般为层片状组织；对于非共晶组织，则是在共晶组织上分散的第二

项固溶体，最终尺寸因焊接冷速的不同而不同^[22-24]。在服役过程中，焊点组织一般发生两种变化：界面层增厚，组织粗化。界面层厚度越大，越容易断裂。John 等人对 PBGA 型焊点的微观组织进行了分析，结果表明经过热循环以后的锡铅钎料组织明显粗化。焊后的组织仅仅观察到 Cu_6Sn_5 金属间化合物的存在，未经过热循环以后的界面组织有两种金属间化合物，一种是 Cu_6Sn_5 在靠近锡铅钎料的一侧，而另一种是 Cu_3Sn ，在靠近 Cu 的一侧。而且，靠近 Cu_6Sn_5 层有富铅相的存在。疲劳实验证明，裂纹在靠近金属间化合物的富铅相处扩展失效^[25,26]。

5) 焊点形态 焊点形态即钎料受热熔化以后，沿元件金属化表面润湿铺展冷凝后形成的焊点外观。研究表明^[27]，电子封装焊点形态影响焊点的机械性能、应力应变及蠕变疲劳寿命等。

1.3.4 电子封装可靠性研究方法-加速热循环

加速失效试验，简称加速试验，其目的是在试验中引起产品出现于实际应用相同的失效模式，而产生失效时间比实际使用失效时间更短^[28]。

表面组装元件和基体、焊点由不同的材料制成，具有不同的热膨胀系数 (CTE)。在环境温度变化或工作期间系统内部出现能量耗散时，不同材料的膨胀系数不匹配，系统内部的温度梯度以及几何位置的限制引起系统中的各个部分存在热应力。作为连接部分的焊点会受到剪应力的作用，而该应力又会导致弹性和非弹性应变，包括时间相关的蠕应变和时间无关的塑性应变^[29]。热应变随时间变化引起热力疲劳，微系统中的疲劳损伤累积最终使焊点失效。

因此环境温度变化和长时间在高温环境下工作是导致焊点失效的主导因素。加速热循环实验通过控制温度的高低，例如保持高温和低温，或是在高低温度间缓慢变化，来实现加速失效机制。同理焊点在加速循环试验过程中，处于高低温不断变化的环境中，由于材料间热膨胀系数的不同导致焊点内部应力应变的周期性变化，直至焊点内部断裂^[30]。加速热循环试验是目前研究微电子封装焊点在实际服役条件下的可靠性、估算焊料焊点的预期寿命和预期失效速率的最常用的方法。

在循环试验中，样品温度在两个极限温度之间变化，在每个样品需要维持特定的保温时间，在升温及降温时，温度则按一定的梯度进行变化。热循环试验关键的三个要素是：保温时间、温度梯度、保温时间。

1.4 本文主要研究内容

本研究以传统的通孔插装焊点和应用最为广泛的倒装焊点为研究对象，通过热循环试验，分别对他们的失效行为机理，焊点在服役过程中的变化规律进行了

研究。具体内容包含以下几个方面：

- 1) 对在实际工作中已失效的焊点失效定位，分析焊点失效机理。
- 2) 通过加速热循环试验，对比其失效模式是否与实际工作中焊点的失效模式相同。并且通过加速热循环试验，预测焊点的寿命。
- 3) 用连续损伤力学的方法研究适用于倒装焊点的无铅焊料的损伤演化行为。
- 4) 建立损伤模型，并对热循环试验中的焊料损伤进行测量，确定其损伤加速点，损伤阈值，对焊点的寿命进行预测。

第2章 通孔直插焊点失效行为研究

对于任何一个电子系统，即使仅仅个别焊点失效，也可能导致整个产品失去功能，因而准确鉴定焊点的失效模式及失效机理对于保证电子产品的质量和可靠性具有十分重要的意义。对焊点进行失效分析的目的是通过失效模式与失效机理的分析获得焊点质量的改进，尽量避免或延缓类似失效的发生，以提高焊点长期可靠性。焊点的失效分析需借助各种测试技术和分析方法以明确焊点的失效过程，分辨失效模式，确定其根本的失效原因。在实际运用中，焊点的失效通常由复杂的各种因素相互作用引发，不同的使用环境有不同的失效机理。用于失效分析的技术有很多且各有特点，应根据失效分析的要求，选用适当的分析设备和技术，充分利用其功能与特点，降低失效分析成本，加快失效分析进度，提高失效分析成功率。

通孔插装技术是电子封装中使用历史最悠久的封装技术，也是元器件与电路板接合最为常见的方式。由于其成熟的焊接技术被广泛应用于体积较大的家用电器产品的电路板中。

本章的研究对象为家用空调电路板（如图2-1所示），其焊接形式为通孔插装，焊接工艺参数如表2-1所示，焊点钎料成分为对其焊点失效模式及失效机理进行研究。

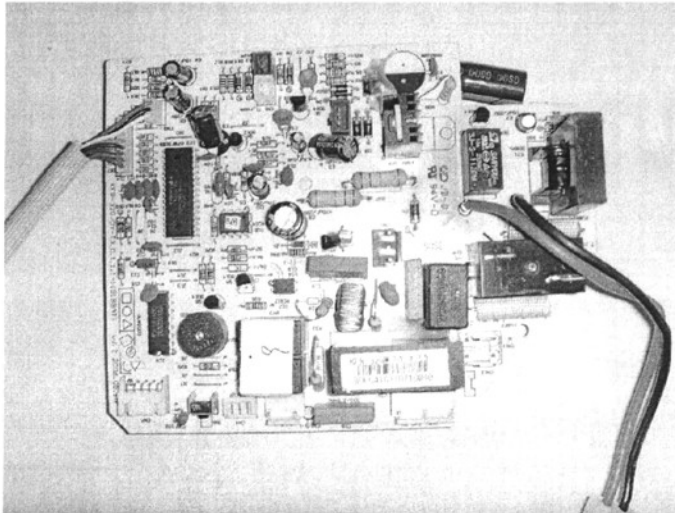


图2-1 空调电路板

Figure 2-1 Air-condition circuit board

表 2-1 波峰焊接参数
Table 2-1 Wave-solder parameter

类别	链速	预热温度	预热温度(显示)	锡炉温度	波形	波形传送角度	PCB 吃锡深度
双面插件板	1.1-1.5	100-130℃	150-180℃	247±5℃	单	4-7度	为 1/2 板厚

2.1 通孔插装电路板实际工作失效机理分析

焊点的破坏形式主要是断裂，断裂有焊接结构引起的断裂和微观组织引起的断裂。现有的研究已证实，镀铜引线和SnPb钎料、PCB树脂基板与SnPb钎料以及钎料和焊盘之间的热膨胀系数局部失配带来拉压应力、剪切应力，这些应力都是造成焊点失效的一个主要来源^[31]。据此制定如图2-2失效分析方案。

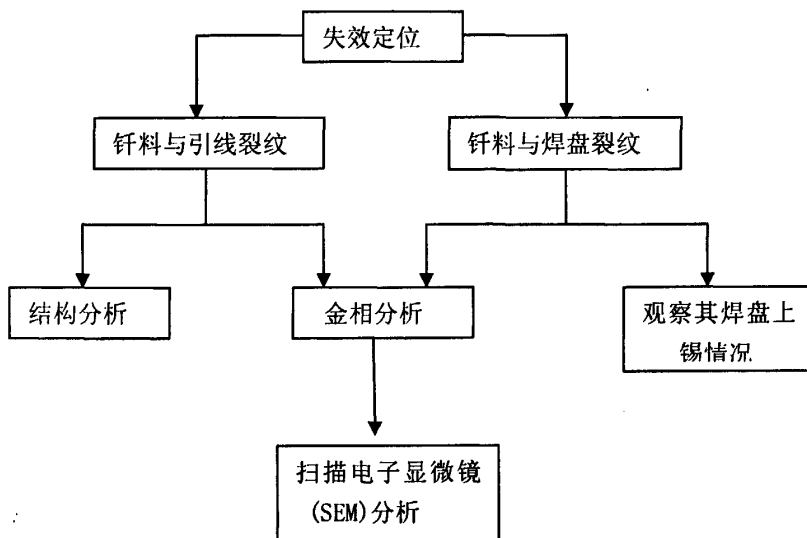


图2-2 失效分析方案

Figure2-2 Program of failure analysis

2.1.1 失效定位

对于通孔插装 (THT) 等传统封装器件，焊点暴露在器件外面。缺陷或失效可以通过目检、低倍光学显微镜观察或通过高速自动光学系统(AOI)等方法检测^[32]。用体式显微镜对已组装好的PCB外观检测，如图2-3，图2-4所示,PCB板与钎料，镀铜引线与钎料的润湿良好，润湿角都小于45°。

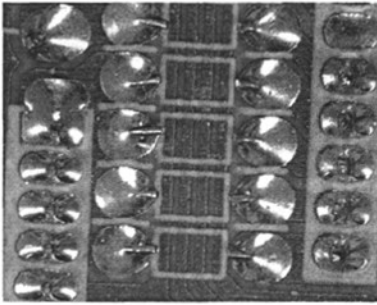


图2-3 PCB焊点整体照片

Figure 2-3 Integral photo of PCB solder joint

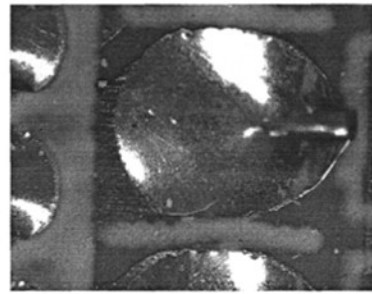


图2-4 PCB 焊点局部放大照片

Figure 2-4 Partial enlarged photo of PCB solder joint

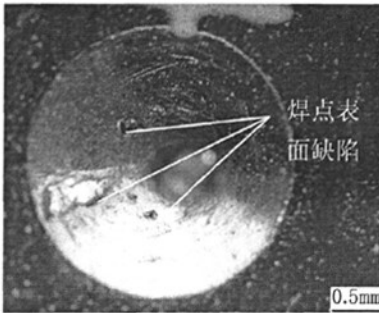


图 2-5 焊点表面缺陷

Figure 2-5 Solder joint surface defect

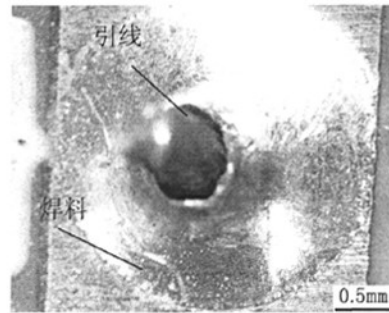


图 2-6 引线与钎料剥离

Figure 2-6 Leading wire desquamate from solder

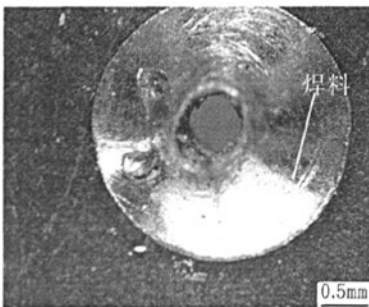


图 2-7 引线脱离焊料

Figure 2-7 Leading wire desquamate from solder

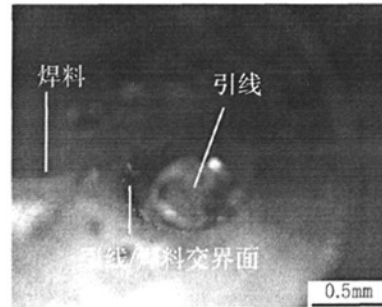


图 2-8 未失效焊点

Figure 2-8 Undamaged solder joint

从图 2-5 可以看出焊点表面有明显缺陷, 图 2-6 为已失效的焊点, 很明显观察到钎料/引线界面已断裂, 图 2-7 为引线已经脱离的焊点, 虽然引线已经脱落,

但焊点表面并没有明显的裂纹。从图 2-8 可以明显的观察到焊料与引线交界处的缺陷。

综上所述,焊点的失效主要发生在钎料/引线交界面。产生这种现象的原因可以从两个方面分析:①焊点结构的原因,使钎料/引线处的应力较大;②引线的可焊性较弱或者钎料/引线交界面处金属间化合物的脆,其强度较低。

2.1.2 金相分析

焊点的失效不能单一的通过检测焊点外部来决定正确的失效模式和机理。焊点失效几乎大多数起源于焊点内部,因此对焊点纤维组织的观测是找到失效原因的重要方法。金相剖面分析是对焊点的破坏性分析手段,可以详尽的描述钎料的组织特点、裂纹延伸扩展情况,进而分析失效模式。

为了观察焊点的显微结构,将单个元器件连同焊点从PCB板上用锯条切割下,在切割的过程中尽可能保证焊点受到小的影响,以免对焊点造成机械损伤。为了更好的分析焊点失效机理,试验过程中将试样分成两种:已失效焊点和未失效焊点。对于通孔插装焊点,钎料的主要作用是传导元器件与电路板的电流、固定支撑元器件。图2-9为未失效的焊点金相俯视图,图2-10为金相剖面图,从图中可以看到镀铜引线和SnPb钎料、PCB树脂基板与SnPb钎料的焊接良好,钎料的润湿良好。

完整的通孔焊点的结构如图1-1所示,图 a) 因导孔内壁镀有铜膜,属于支撑焊接点,钎料饱满的填充在镀有铜通孔内部,图 b) 因导孔内没有铜膜,属于无支撑焊接点。支撑焊点,由于其导孔内钎料填充饱满,与无支撑焊点相比其强度更高。如图2-9所示,焊料与PCB通孔内钎料填充很少,而且通孔内的焊点只是钎料与引线的焊接,钎料与通孔基本上没有结合,焊点与PCB板只是单面连接,既不属于支撑焊点也不属于无支撑焊接点,其强度与前面两种相比远远不够。

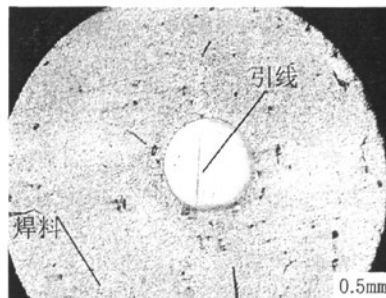


图 2-9 未失效焊点俯视图

Figure 2-9 Undamaged solder platform

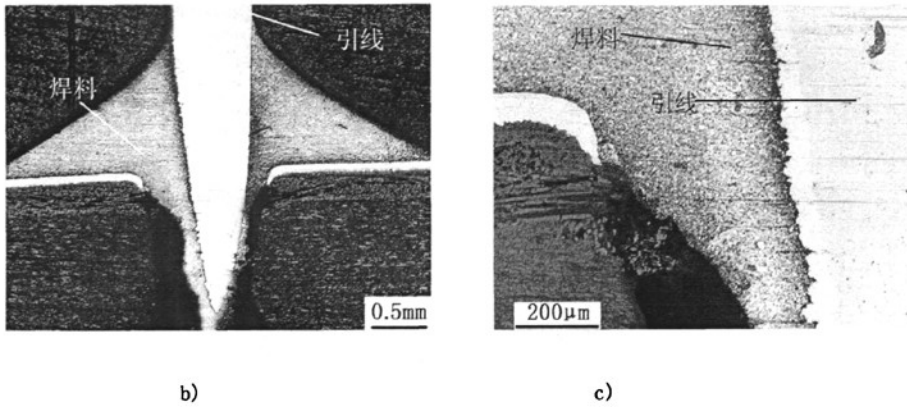
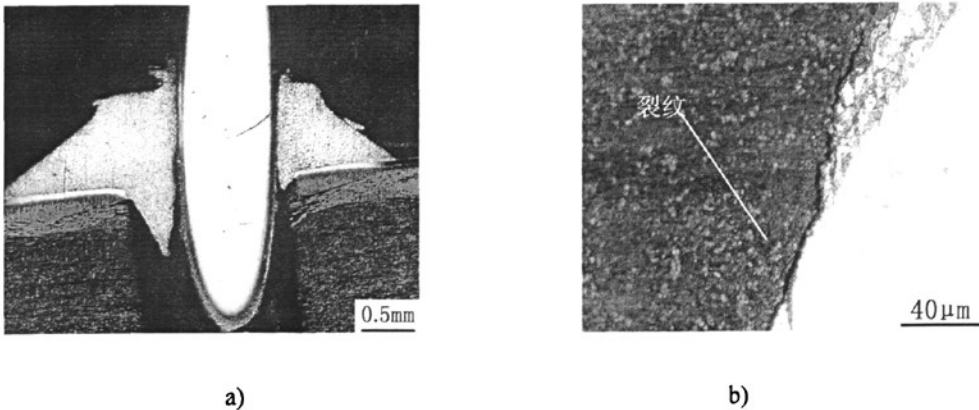


图2-10 未失效焊点剖面图

Figure 2-10 Undamaged solder cross-section

焊接接头的断裂机理研究表明，接头的薄弱区域有三个^[32, 33]：①焊料内部薄弱区：SnPb焊料时效过程中，焊料内的富Pb相粗化使共晶焊料的性能逐渐降低为纯Pb的性能，成为薄弱区之一。②与IMC界面：界面IMC的形成使近界面的焊料变成连续富Pb相，时效过程中富Pb相增加，该处强度降低，此为薄弱区域之二。③近焊料与IMC界面的焊料中、界面IMC层中：界面形成IMC起焊料和衬底的连接作用，IMC是硬脆性相，而焊料较软，IMC的厚度太小结合不牢固，厚度太大在热应力和外力的作用下会在界面产生应力集中导致脆性。

图2-11为失效焊点的金相剖面图，很明显，焊点的失效是由于引线与焊料的剥离而引起，这也证明了失效定位的正确性。图2-12，2-13为失效焊点的SEM照片，如图2-12所示，焊料内部有很大的空洞，焊料与引线间的IMC很脆弱，这正是裂纹产生与扩展的原因之一。从图2-13可以观察到，在焊料内部、焊料/IMC界面、近焊料/IMC界面的焊料中、界面IMC层中都存在着不同比例的断裂，而且这些断裂连接在一起，最终导致引线与焊料的剥离。



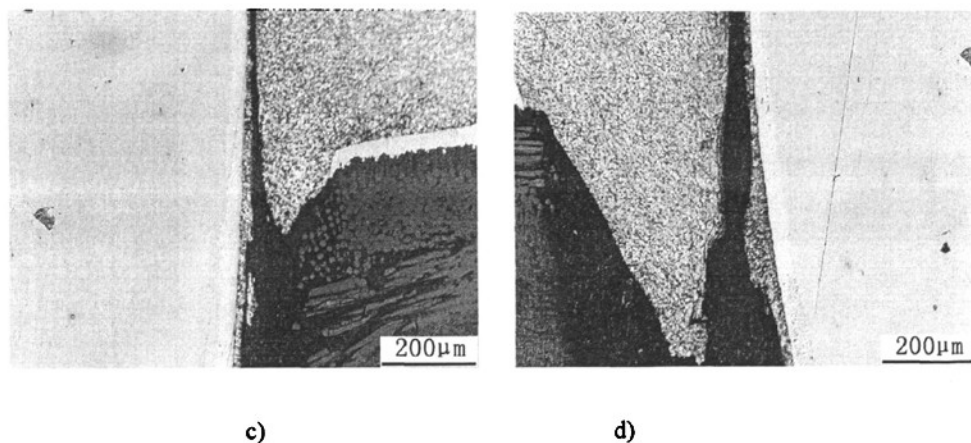


图2-11 失效焊点剖面图

Figure 2-11 Cross-section of failure solder joint

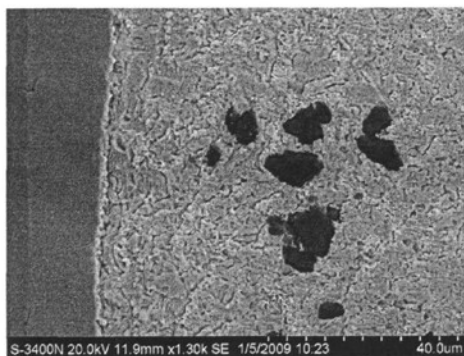


图2-12 焊点内部缺陷

Figure 2-12 Internal defect of solder joint

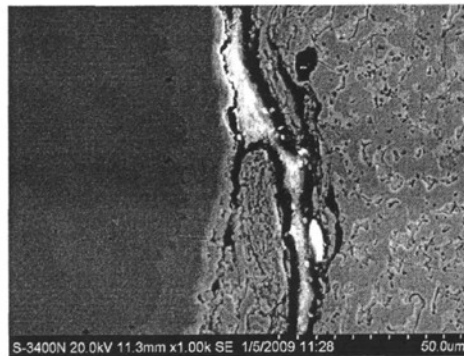


图2-13 裂纹贯穿于三个薄弱区

Figure 2-13 Crack breakthrough vulnerable area

2.2 热循环试验设计

通孔插装焊点主要由PCB树脂板、镀铜焊盘、镀铜引线和钎料三部分组成，其各元器件的热膨胀系数如表2-2所示。在服役过程中，随着环境温度的变化，由于表面组装元件和基体、焊点由不同的材料制成，具有不同的热膨胀系数(CTE)，在焊点内产生热应力，应力的周期性变化会造成焊点的疲劳损伤，同时相对于服役环境的温度，SnPb钎料的熔点较低，随着时间的延续，产生明显的粘性行为，导致焊点的蠕变损伤。

因此环境温度变化和长时间高温环境下工作是导致焊点失效的主导因素。采

用热循环试验可以测量和预计THT焊点的寿命，由于采用实际的温度循环条件来测试焊点的热疲劳和蠕变寿命，需要经历与焊点设计寿命相当的实验过程，实际操作难以实现。因此，通常采用加速的热循环试验条件，一般采取提高升降温速率、缩短恒温时间等措施。

表2-2 元件各部分膨胀系数

Table 2-2 Element CET

材料	Pad (PTH)	Pin	Solder	PCB(x&y)	PCB(z)
CTE (ppm/°C)	16.7	16.7	24.1~27.9	14~18	50~70

2.3 热循环试验设计

2.3.1 温度加载条件

试验参照IPC-9701 表面安装锡焊件性能试验方法与鉴定要求标准，将焊后的PCB板如图2-1所示，放入高低温热冲击箱进行冷热循环试验。热循环的边界温度是 -40°C 和 125°C ，即试验箱高温区设为 125°C 低温区设为 -40°C 。循环周期为2400s，高低温保持各10min，初始温度（零应力应变状态） 20°C ，升降温速率为 $16.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ，温度加载曲线如图2-13所示。

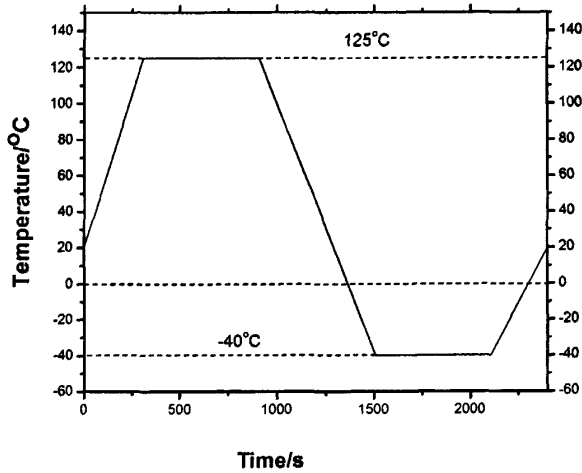


图2-13 温度载荷—时间曲线

Figure 2-13 Temperature-time curve

2.3.2 采样方法

进行可靠性测试的PCB板从0周开始循环，200周开始观察，以后分别在400、600、800、1000、1100、1200周各取出部分焊点，对其进行金相分析，确定焊点失效模式和机制。

2.3.3 试验设备

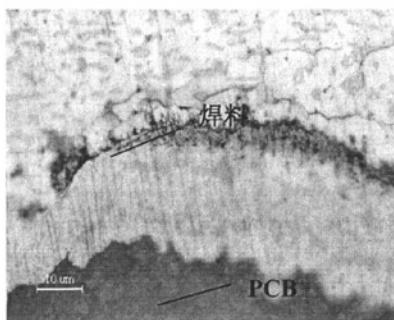
试验设备CTS01F高低温冲击试验箱中如图3-6，该系统有上下两个冷热温度室，通过升降系统使试件循环地置于两个温度室中，用控温的干燥空气流对其进行加热和冷却，并与周围环境隔绝，使试件经历所需要的热循环过程。

2.4 试验结果及分析

分别在热循环实验过程中的400、600、800、1000、1100周各取出部分焊点，然后将取下的带有元器件的焊点用环氧树脂固化成金相剖样，分别用200、1000、1200号的砂纸磨样，再用粒度号为2.5、1.5、0.5的抛光膏对试样进行抛光。

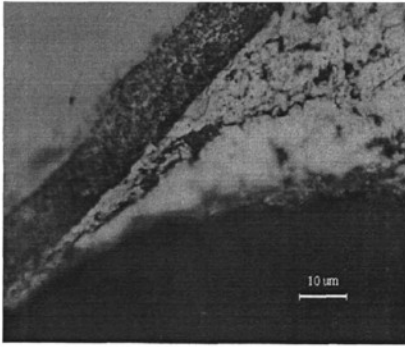
在热冲击过程中，较快的温度转变导致焊点失效。热冲击易造成出拉、压应力和蠕变疲劳控制的多轴应力状态。由于PCB横向、纵向的热膨胀系数与其余各处的CTE失配，产生拉拔应力、剪切应力，这些应力都造成焊点失效，表现为断裂、孔洞等等^[34,35]。以下通过对焊点金相剖样分析焊点失效模式和机制。

图 2-14 为焊点裂纹扩展过程图，a)、b)、c)、d)、e) 分别 400 周、600 周、800 周、1000 周、1100 周焊点金相显微剖面，当循环次数为 400 周时，可以看到通孔内引线-焊料交界边缘有微裂纹产生。随着循环的进行裂纹不断的扩展。



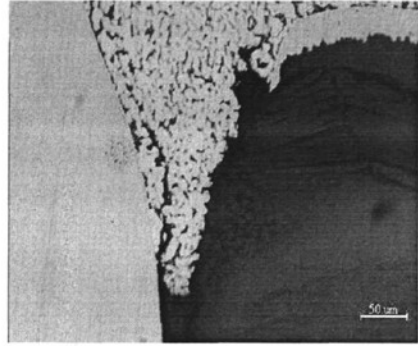
a) N=400 微裂纹形成

a) N=400 Microcrack initia



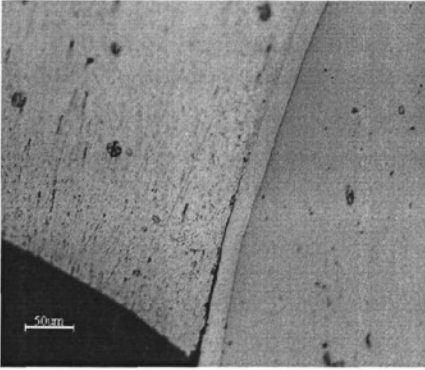
b) N=600 微裂纹扩展

b) N=600 Microcrack propagating



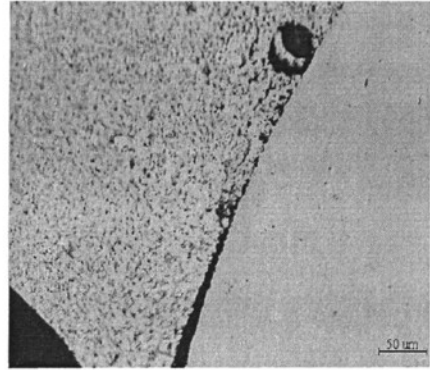
c) N=800 裂纹扩展

c) N=800 Crack propagating



d) N=1000 裂纹扩展

d) N=1000 Crack propagating



e) N=1100 裂纹扩展

e) N=1100 Crack propagating

图 2-14 焊点裂纹扩展过程

Figure 2-4 Fracture process of solder joint

高低温变化时，由于 PCB 与镀铜焊盘、钎料体的 CTE 失配，产生较高的应力，随着时间的累积，也产生较高的热循环应变，使表面焊点产生塑性变形。由于钎角的出现，改变了应力释放方式，一些裂纹集中在钎角附近^[36]，如图 2-15 所示，应力并未向焊料内部扩展，钎料体几乎没有裂纹，而裂纹主要产生在钎角与引线，钎角与焊盘接触的界面，这是由于钎角的存在，加大了电路板与焊盘拐角处的应力。

裂纹主要产生在引线与焊料、焊盘与焊料之间的界面，这是因为在焊接的过程中，当熔融的焊料与引线、焊料与引线相接触时，在界面会形成金属间化合物，

并且在后期的保存及使用过程中也会不断生长。界面处的金属间化合物虽然是焊接良好的一个标志，但由于金属间化合物较脆，而且界面 IMC 的形成使近界面的焊料变成连续富 Pb 相，热循环过程中富钎相增加，使其强度降低^[37]。由 EDX 能谱分析图 2-16 可知钎料中的 Sn 于引线中的 Cu 发生反应主要生成的金属间化合物为 Cu_6Sn_5 。从断裂的方式上看，由于金属间化合物本身具有较高的硬度和脆性，在应力作用下不能与钎料基体协调变形，造成金属间化合物和钎料的界面对应力十分敏感，使错位和空位逐渐在钎料内部聚集形成裂纹。随着循环的进行，裂纹延伸较长，在靠近引线界面 IMC 处的富铅相一侧形成，贴着引线壁扩展，并沿着靠近 IMC 界面处的富铅相一侧扩展，在循环 1100 周期时，如图 2-14 d)、e) 裂纹随着在连续的富铅相已经撕裂开形成较大的宏观裂纹。

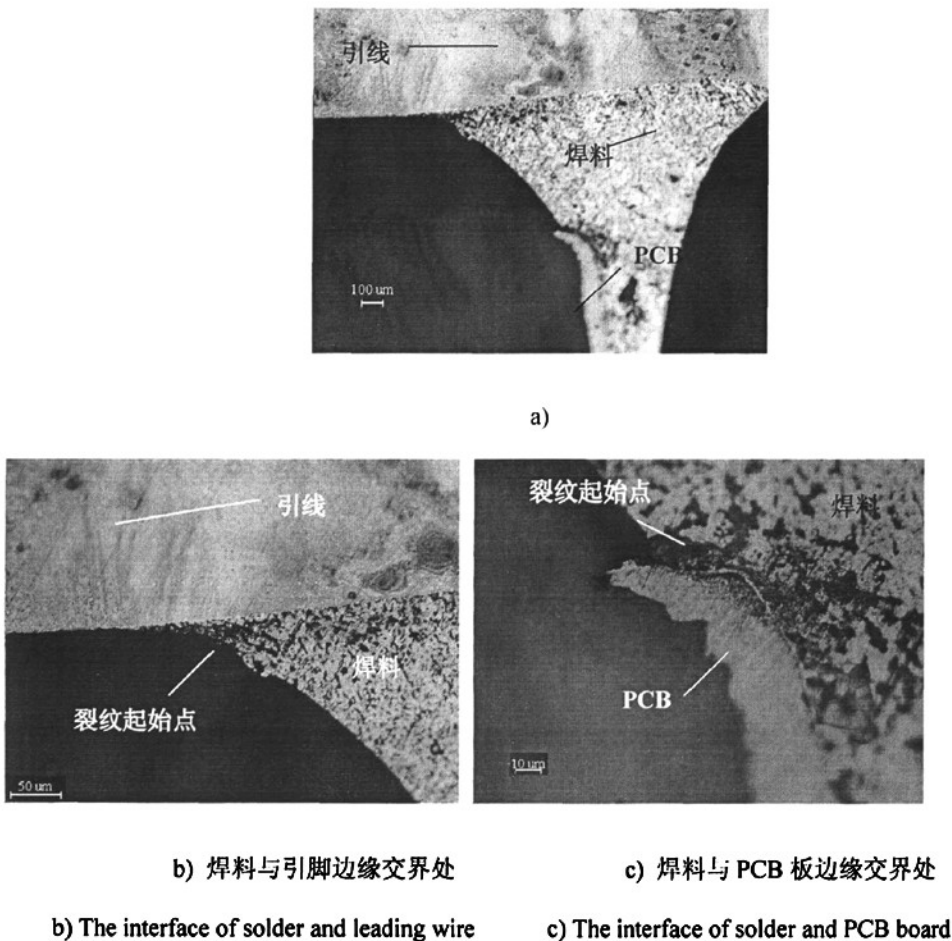


图 2-15 钎角部位的裂纹

Figure 2-15 Crack initiation at fillet

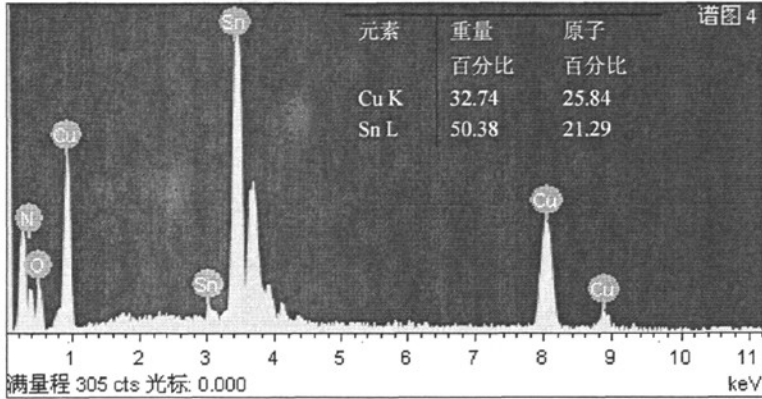


图 2-16 钎料/引线界面EDX分析结果

Figure 2-16 EDX analyse of solder and leading wire interface

由于热膨胀系数不匹配的原因，使得钎料与引线、钎料与焊盘、焊盘与PCB的交界面处于高应力区，使得这两个交界面的应变也最大。对于一般的通孔插装焊点，在焊盘和通孔之间的拐角处，由于钎料与焊盘、焊盘与PCB板的热膨胀系数的不匹配，和拐角处存在钎脚的原因，应力主要集中在拐角处如图2-17，驱使裂纹沿PCB与焊盘接触面扩展，从而应力得到释放。

但是从图2-18可以观察到，本实验的焊点随着热循环周期的增加，钎料与引线交界面的裂纹扩展速度较快，而且最终成为焊点断裂的主裂纹。在焊点1100周期时，发现质量较大的电容的引线/钎料的裂纹与质量较小的电阻、小电容相比，其裂纹相对较大。产生这种现象的原因可能是焊点于PCB板的结构、引线承载着元器件的重量加大了裂纹扩展的驱动力引线的可焊性较弱、引线与钎料的交界面的IMC强度较低等。

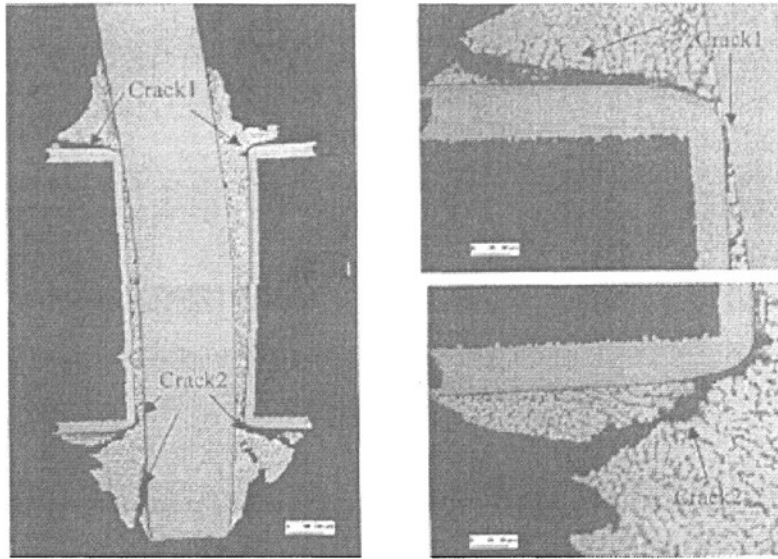


图2-17 拐角区域的裂纹^[32]

Figure 2-17 Crack initiation at corner

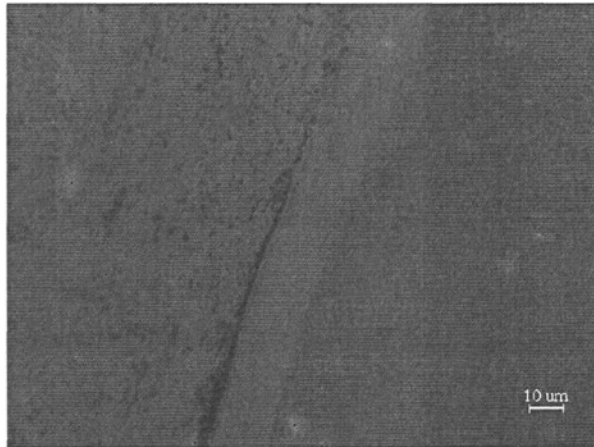


图 2-18 1000周循环后钎料/引线界面

Figure 2-18 The interface of solder and leading wire after 1000cycles

2.5 本章小结

综上所述，对在实际工作中失效的焊点做失效定位，确定几乎所有焊点的失效都是由于引线与钎料的剥离而引起。通过金相剖面观察来分析当前失效模式，几乎所有裂纹都贯穿于在引脚与钎料界面的三个薄弱区。同时对焊点的结构进行分析，发现焊料与 PCB 通孔内钎料填充很少，而且通孔内的焊点只是钎料与引线

的焊接，钎料与通孔基本上没有结合，焊点与 PCB 板只是单面连接，这种焊接模式在很大程度上降低了焊点的承载能力，其强度与通孔焊点其它两种模式相比很大程度上降低。

对完好的焊点通过热循环试验，在不同循环周期观察焊点裂纹的扩展情况。在循环初期阶段，钎料与焊盘界面、钎料与引线界面都有起始裂纹产生。这是由于循环过程中温度的突然转变，使得焊点循环性塑性变形，造成焊点的疲劳，形成一种潜在的裂纹起始点，并以空洞或杂质为源，向下扩展。随着循环周期的增加，钎料与引线界面的裂纹与钎料与焊盘的裂纹相比，生长速度较快，最终变成导致焊点失效得主裂纹。

本章的研究结果表明裂纹主要沿着焊料与引线的交界面，而且其扩展速度相对较大，从而焊点的失效主要是钎料与引线的脱离引起的。发生这种现象可能是如下三方面原因：①焊点结构原因：由于引线承载着元器件的重量，所以在实际工作过程中，加载在引线与焊料界面的应力更大，所以其应变更大。同时由于引线较细，相对于焊盘与钎料的接触面积较小，而且引线与焊料只是单面结合，通孔没有焊料的填充，所以发生在引线与钎料界面的裂纹扩展速度较快，最终导致断裂使钎料与引线剥离。②引线的可焊性较弱。

第3章 倒装焊点蠕变疲劳交互作用损伤行为研究

3.1 焊点蠕变疲劳交互作用行为

在焊点的可靠性研究中,国内外普遍认为焊点的失效机理是在外力和环境温度共同作用下引起焊点的热疲劳和蠕变的交互作用,使焊点产生应力应变集中区域,并由此产生裂纹的萌生和扩展,最后导致焊点的完全开裂,导致整个器件的失效。

疲劳是材料在低于其静强度极限的交变载荷作用下,某些局部或大范围区域首先进入屈服状态,在局部地区出现高度的范性变形,是一种由表及里的断裂过程,呈穿晶断裂。疲劳是金属材料在交变应力的多次作用下发生损伤或破坏的现象。而热疲劳是材料在交变温度多次作用下引起损伤或破坏的现象。

蠕变是材料在较高温度下发生的与时间相关的一种失效形式,与应力水平、温度密切相关。蠕变一般分为三个阶段:蠕变初始阶段、蠕变稳定阶段、蠕变加速阶段。用位错理论揭示蠕变现象为:当材料在外载作用下产生应力后,在晶体内发生位错的运动和增殖,从而使晶体发生加工硬化。温度较高时,由于热振动和原子扩散运动加剧,位错逐渐变得容易进行,并出现回复现象。当加工硬化与回复现象逐渐达到平衡状态即达到了蠕变稳定阶段。在蠕变加速阶段,蠕变速度迅速上升以致最终断裂。蠕变断裂一般为延晶断裂,且在断口上可辨别出R型和W型孔洞。R型孔洞是由晶界滑移形成的空穴长大形成的;W型孔洞则是晶界滑移在三晶粒交叉处受阻引起应力集中使晶界撕裂而形成的。因此,蠕变损伤是由于晶界处的空穴形成、长大、合并、聚集造成的。

电子封装中焊点的失效是由于高温下不同材料热膨胀系数失配引起的低周疲劳失效问题,因此对焊料合金的低周疲劳行为进行研究对提高焊点的可靠性具有很大意义。另一方面,热疲劳实验耗时长,需要特殊的热循环设备,并且由于材料在温度的变化下特性发生改变增加了研究的困难,因此常常通过对焊料低周疲劳的研究探讨其热疲劳规律。

介于单纯疲劳失效形式、单纯蠕变失效形式即为蠕变-疲劳交互作用,也可称为与时间相关的疲劳。材料局部萌生疲劳裂纹是疲劳损伤,材料内部形成晶界孔洞则是蠕变损伤,这两类损伤的物理机制完全不同。当穿晶疲劳裂纹与晶界孔洞相遇时,疲劳裂纹与蠕变孔洞就会相互促进、相互发展,形成蠕变-疲劳交互作用,此时会出现疲劳裂纹扩展速率加快、蠕变孔洞数量增多等现象。疲劳-蠕变交互作用是竞争与累积的统一,蠕变孔洞可以作为源促进疲劳裂纹的萌生与扩展,疲劳循环同样也加剧了蠕变孔洞的形核与长大。在有的断口形貌上,蠕变孔洞壁上会发现一些疲劳条纹,这是疲劳促进蠕变发展的最好证明。

蠕变-疲劳交互作用的机理较为复杂,影响因素也较多。材料不同、试验条件不同,疲劳-蠕变交互作用的机理和断口形貌也不尽相同。断裂是以疲劳为主的穿晶断裂还是以蠕变为主的延晶断裂,要在宏观与微观分析相结合的基础上,视具体情况做出判断。

蠕变-疲劳交互作用性能,不仅与材料的蠕变性能和疲劳性能有关,也和疲劳与蠕变的交互作用有关。影响疲劳-蠕变交互作用的因素很多,材料方面有化学成分、热处理工艺、显微组织、机械性能等;环境方面有温度、介质等因素;载荷方面有载荷水平、保持、保载时间、加载速率、加载历史等因素。

本章将采用连续损伤力学理论(CDM),通过对无铅焊料低周疲劳的热循环试验,研究其蠕变疲劳交互作用的损伤演化规律。

3.2 损伤力学基本原理

损伤是受载材料由于微缺陷(微裂纹和微孔洞)的产生和发展而引起的逐步劣化^[38]。损伤力学是固体力学的一个分支学科,是工程技术的发展对基础学科的需求而产生的。从狭义上讲,损伤力学是用宏观理论解决微观断裂问题,研究对象是物体内连续分布的缺陷。如物体中的夹杂、位错、微裂纹与微孔洞等形形色色的缺陷,统称为损伤。从宏观来看,它们遍布于全物体。这些缺陷的发生和发展表现为材料的变形与破坏。损伤力学就是研究一定条件下(塑性、蠕变、疲劳等),物体中的损伤随变形而发展并最终导致破坏的演化过程和规律^[39]。

损伤力学的研究对象是含有各类微缺陷的变形固体,这些微缺陷可视为连续地分布于固体或材料内部。在各种外部因素(载荷、变温、腐蚀等)的作用下,它们会不断地继续萌生、扩展和合并,使材料和结构的性能劣化,造成构件或结构的强度、刚度、韧性下降或剩余寿命降低。这类连续分布的微缺陷可用一个场变量即损伤场来描述。损伤力学就是研究含损伤的变形固体在载荷等外在因素的作用下,损伤场的演化规律及对材料力学性能的影响^[40]。

3.2.1 损伤变量和应变等效假设

选取材料的一个代表性的体积单元,如图3-1所示,一方面体积单元尺寸足够大可以包含许多微缺陷,另一方面,从宏观上来说它可以看作一个点。设其垂直于 n 方向上的总的截面积为 A ,由于微缺陷(微裂纹和微孔洞)的存在,导致实际的有效承载面积 A_{eff} 比 A 小。假设材料为各向同性,微缺陷在所有方向上均匀分布且不随截面方向 n 而发生变化,此时损伤变量为一标量。

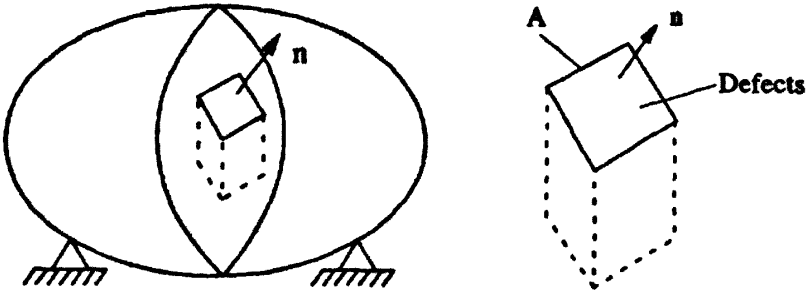


图 3-1 损伤材料单元

Figure 3-1 Damage element

1958 年, Kachonov 在研究金属的蠕变断裂时, 第一次提出用连续度的概念来描述材料的损伤状态, 连续度 Ψ 的物理意义为有效承载面积与无损状态的横截面积之比, 即:

$$\Psi = \frac{A_{eff}}{A} \quad (3-1)$$

1963 年, 著名力学家 Rabotnov 同样在研究金属的蠕变问题时提出了损伤变量的概念:

$$D = \frac{A - A_{eff}}{A} \quad (3-2)$$

$D=0$ 对应于无损伤状态; $D=1$ 对应于完全损伤状态; $0 < D < 1$ 对应于材料不同程度的损伤状态。

随后, Rabotnov 提出了有效应力的概念。令 $\sigma = F/A$ 为横截面上的 Cauchy 应力, 则 $\bar{\sigma} = F/A_{eff}$ 为横截面上的有效应力, 或称为净应力, 结合 (3-2) 式可以得到:

$$\bar{\sigma} = \frac{F}{A_{eff}} = \frac{\sigma}{1-D} \quad (3-3)$$

在含损伤的材料中, 测定有效面积是比较困难的, 为了能间接地测定损伤, Lemaitre^[32] 于 1971 年提出了具有重要意义的应变等效假设。这一假设认为: Cauchy 应力 σ 作用在受损材料上引起的应变与有效应力作用在无损材料上引起的应变等价, 如图 3-2 所示。根据这一原理, 受损材料的本构关系可以通过无损材料中的 Cauchy 应力得到。

$$\varepsilon = \frac{\bar{\sigma}}{E} = \frac{\sigma}{(1-D)E} \quad (3-4)$$

$$\sigma = E(1 - D)\varepsilon \quad (3-5)$$

式 (3-5) 表示一维问题中受损材料的本构关系。

将 (3-4) 式改写为:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{\bar{E}} \quad (3-6)$$

式中 $\bar{E} = E(1 - D)$ ，为受损材料的弹性模量，或称为有效弹性模量，由此可以得到损伤变量的表达式:

$$D = 1 - \frac{\bar{E}}{E} \quad (3-7)$$

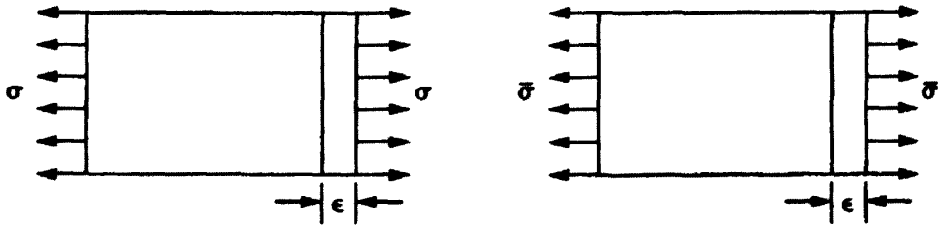
由 (3-5) 式得:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{dE}{d\varepsilon}(1 - D) + E(1 - D) - E\varepsilon \frac{dD}{d\varepsilon} \quad (3-8)$$

当加载到某一程度时卸载，假设损伤不可逆，即卸载过程中损伤值不变，则有 $dD/d\varepsilon = 0$ ，且 E 为材料无损伤时的弹性模量，是常量，故可以得到:

$$D = 1 - \frac{1}{E} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (3-9)$$

将 (3-7) 式和 (3-9) 式相比较可得， $\bar{E} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ ，也就是说受损材料的弹性模量即为卸载线的斜率，因此 \bar{E} 也称为卸载弹性模量。由此可以通过循环加载卸载测量材料的损伤值。



a) 受损状态

b) 无损状态

a) damaged state

b) undamaged state

图3-2 应变等效假设

Figure 3-2 Hypothesis of strain equivalence

3.2.2 热力学势和损伤应变能释放率

能量损伤理论是建立在连续介质力学和热力学基础之上的，由连续介质组成

的物体是一个热力学系统，它的每一个构型对应于一个热力学状态。为了用不可逆热力学描述各向同性材料中的弹性、热效应、塑性和损伤，需要用到一些状态变量。在这些状态变量中可测变量可选弹性应变张量和温度 T ，与他们相伴的状态变量为应力张量 σ 和熵 S ；内部变量可以是累计塑性应变 p 和损伤变量 D ，与他们相伴的是屈服面增量 R 和损伤应变能释放率 Y 。

选取自由能 ψ 为热力学势，它是所有状态变量的凸函数：

$$\psi = \psi(\varepsilon^e, T, D, p) \quad (3-10)$$

假设弹性行为和塑性行为不耦合，将上式解耦可得：

$$\psi = \psi_e(\varepsilon^e, T, D) + \psi_p(T, P)$$

ψ_e 为损伤材料的热弹性势（thermoelastic potential）或弹性应变能。

在等温条件下：

$$\psi_e = \frac{1}{2\rho} \alpha_{ijkl} \varepsilon_{ij}^e \varepsilon_{kl}^e (1-D) \quad (3-11)$$

式中 α_{ijkl} 为弹性应变和密度 ρ 的四阶张量。

损伤材料的弹性法则为：

$$\sigma_{ij} = \rho \frac{\partial \psi_e}{\partial \varepsilon_{ij}^e} = \alpha_{ijkl} \varepsilon_{kl}^e (1-D) \quad (3-12)$$

损伤应变能释放率为

$$Y = \rho \frac{\partial \psi_e}{\partial D} = -\frac{1}{2} \alpha_{ijkl} \varepsilon_{ij}^e \varepsilon_{kl}^e \quad (3-13)$$

定义弹性应变能密度

$$W_e = \int dW_e = \int \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}^e = \frac{1}{2} \alpha_{ijkl} \varepsilon_{ij}^e \varepsilon_{kl}^e (1-D) \quad (3-14)$$

则：

$$-Y = \frac{W_e}{1-D} \quad (3-15)$$

参照文献[42,43]可得到：

$$W_e = \frac{\sigma_{eq}^2}{2E(1-D)} \left[\frac{2}{3}(1+\nu) + 3(1-2\nu) \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right)^2 \right] \quad (3-16)$$

$$-Y = \frac{\sigma_{eq}^2}{2E(1-D)^2} f \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right) \quad (3-17)$$

$$f \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right) = \left[\frac{2}{3}(1+\nu) + 3(1-2\nu) \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right)^2 \right] \quad (3-18)$$

式中 σ_{eq} 为 Von Mises 等效应力， σ_m 为静水压力， ν 为泊松比， σ_m/σ_{eq} 反映了

三轴应力比的影响，称为三轴度因子。

Y 是与损伤变量 D 对应的热力学广义力，称为损伤应变能释放率，它的物理意义可以理解为表征材料对内部微结构变化具有的抗力。

在单轴情况下， $\sigma_{eq} = \sigma$ ， $\sigma_m = \sigma$ ， $f(\sigma_m / \sigma_{eq}) = 1$

3.2.3 耗散势

损伤过程实质上是能量耗散过程或不可逆热力学过程。在假定力学耗散和热耗散不耦合的条件下，热力学第二定律限定力学耗散必须为正，即^[41]

$$\sigma : \dot{\varepsilon}^p - R\dot{p} - Y\dot{D} \geq 0 \quad (3-19)$$

假设塑性和损伤不耦合，则有 $-Y\dot{D}$ 表征材料在损伤过程中的能量耗散，类比断裂力学中的断裂韧性准则，我们可以假定当损伤应变能释放率 Y 达到某一临界值时材料产生宏观裂纹。即： $-Y = Y_c$ 时裂纹产生。

此时，材料的损伤达到临界损伤值： $D = D_c$

Y 准则和 D 准则是相互等价的。对于金属材料，大量试验证明 $0.2 \leq D_c \leq 0.8$ 。

根据热力学原理，损伤演化可以从耗散势函数得到，耗散势函数是所有可测状态变量和内部状态变量以及热流通量 q 的凸函数

$$\phi = \phi(\dot{\varepsilon}^p, \dot{p}, \dot{D}, q, \varepsilon^e, T, p, D) \quad (3-20)$$

将 \dot{D} 用其对偶变量 Y 代替，经 Legendre-Fenchel 转换后，耗散势函数变为：

$$\varphi = \varphi(\dot{\varepsilon}^p, \dot{p}, Y, q, \varepsilon^e, T, p, D) \quad (3-21)$$

由此可得到损伤演化方程为：

$$\dot{D} = -\frac{\partial \varphi}{\partial Y} \quad (3-22)$$

围绕塑性损伤，目前已出现了大量的损伤模型。Lemaitre 最初建立了线性损伤模型，损伤随塑性应变线性增长。随后，Wei Hua Tai^[44] 提出了微孔隙损伤模型，王铁军^[45]、S. Chandrakanth^[43] 等各自建立了非线性损伤模型。

3.2.4 损伤力学的研究方法

现有的损伤模型，无论是细观的还是宏观的，所采用的基本方法是相类似的。一个完整的损伤理论应包括以下几个主要内容。

1) 损伤变量的选取

一个损伤理论的成功与否，很大程度上取决于它所采用的描述损伤的内变量—损伤变量。作为描述材料损伤状态的损伤变量，应既能反映材料的损伤机理，又能对损伤过程的宏观表现比较敏感，以便于实验测定和工程分析使用根据不同的损

伤机制, 应选不同的损伤变量。如果不考虑损伤的各项异性, 损伤变量是一个标量, 即在各方向的损伤变量的数值都相同, 没有方向性。如果考虑到损伤的各项异性, 损伤变量可以是一个矢量或二阶张量, 甚至在有的研究中用过四阶张量的损伤变量。损伤力学发展的过程中, 损伤变量的选择是损伤理论最基本、也是争论最多的问题。理想的损伤变量应具有以下特点: I. 对损伤的描述具有足够精度, 这种描述可以是唯象的, 如弹性常数、质量密度等, 也可以是基于细观的, 如微裂纹和微孔洞的几何尺寸、体积分数、取向等; II. 独立的材料参数尽可能少, 便于数学运算和实验测定; III. 有一定的物理或几何意义。

2) 损伤材料本构关系的建立

任何一种具体的本构关系, 总是将有关公理体系与一定的主观假设相结合后的产物, 而其实际运用的正确性、广泛性及方便程度应该成为评价该模型的重要判断依据。对于某一指定的物质点来说, 当它的损伤度 $D=0$ 时, 材料是完好无损的; 而当 $D=1$ 时, 它已完全破坏而失去了承载能力。为了建立损伤材料的本构关系, Lemaitre^[41]提出了著名的应变等效假设, 这一假设认为: Cauchy应力 σ 作用在受损材料上引起的应变与有效应力作用在无损材料上引起的应变等价。根据这一原理, 受损材料的本构关系可以通过无损材料中的Cauchy应力得到。此外, 还有不可逆热力学方法、细观损伤理论中常用的体积平均化方法、实验修正方法等。

3) 损伤演化方程的建立

作为材料的内部状态变量, 损伤随着外加载荷或时间而发展变化。如何建立损伤演化方程是损伤力学中一个重要的但从理论上还没有很好解决的问题。目前, 建立损伤演化方程的几种方法主要有: 实验或经验方法、细观力学方法、不可逆热力学方法等。

3.3 损伤模型的建立

Hsu最早提出了一种基于连续损伤力学的疲劳模型分析了锡铅焊点的循环蠕变断裂行为。模型使用了两个变量, 一个用于描述材料蠕变引起的连续材料退化, 另一个用于描述载荷循环过程中驻留阶段的应变恢复。

Ju等提出了一种时间相关和温度相关的蠕变疲劳损伤力学模型, 结合有限元方法分析了热循环载荷下J引脚焊点中裂纹长度和扩展路径。该模型中的损伤变量是一个二阶张量 D_{ij} , 损伤演化为^[40]:

$$\{\dot{D}\} = \gamma_d \langle \phi_d(d_{dc}) \rangle \frac{[J_d]}{2\sigma_{dc}} \{\sigma\} \quad (3-23)$$

Qian 等提出一种损伤耦合框架来预测焊料的疲劳寿命。标量被定义为损伤变

量,它与微孔洞体积分数有关。微孔体积分数 f 可以由下式求得:

$$\frac{\dot{f}}{(1-f)} = 3f \frac{fn(\sigma_{kk} - X_{kk}^{(1)} - X_{kk}^{(2)})}{2(n+1)(f+1)\sigma_e} \quad (3-24)$$

该损伤模型考虑结晶粒度和循环硬化/软化,适于三维和大变形的情况。

文献[46]中,Stolkarts在分析Sn-Pb焊点损伤时提出,焊点的损伤是弹性损伤 (D') 与非弹性损伤 (D'') 的偶合

$$D = D'' + D' \quad (3-24)$$

损伤率可表示为

$$\dot{D} = \frac{f}{(1-D)^k} \quad (3-25)$$

上式中 f 为除 D , K 的所有状态变量的函数, K 是材料常数。对上式积分,得到任意时刻的损伤积累如下

$$D = 1 - [1 - (k+1) \int_0^t f dt]^{1/(k+1)} \quad (3-26)$$

再循环加载情况下,当 $L = \int_{\text{cycle}} f dt$ 常数时,任意时刻的损伤积累方程如下式

$$D = 1 - [1 - (k+1)NL]^{1/(k+1)} \quad (3-27)$$

所以10小时的循环次数方程如下

$$N_f = \frac{1 - (1 - D_f)^{k+1}}{(k+1)L} \quad (3-28)$$

式中 D_f 是损伤时的损伤积累 (对于焊点 D_f 一般为0.5)

$$\dot{D} = G \left\{ \frac{\sigma}{\bar{\sigma}(1-D)} \right\}^v \quad (3-29)$$

3.3.1 疲劳模型的建立

疲劳损伤是在循环载荷过程中的损伤累积。根据连续损伤力学理论,疲劳的损伤演化方程可由一个合适的耗散势来描述,由构造出的耗散势导出材料的损伤演化方程,通过积分得到损伤模型,再由实验来进行验证和确定常数。

文献通过综合考虑在不同问题中不同的损伤现象,提出一个统一的耗散势函数。假设势函数由三部分组成^[47]:

$$\phi = \phi_p + \phi_D(Y, \dot{p}, \dot{k}; \varepsilon^e, D) + \phi_k \quad (3-30)$$

其中 ϕ_p 是塑性的损耗部分, ϕ_D 对应于损伤的耗散部分, ϕ_k 是对应的微塑性损耗部分。

假设损伤是各向同性的, 耗散势假设为一个凸的标量函数, 考虑一个很简单的理论表达式作为耗散势的损伤部分:

$$\phi = \frac{Y^2}{2S} \frac{\Delta \dot{\epsilon}}{(1-D)^{\frac{1}{\alpha}}} \quad (3-31)$$

Y 是损伤耗能率 (应变能释放率), 是和损伤变量 D 对偶的广义力, $\Delta \dot{\epsilon}$ 是累积微塑性应变率, α 是非弹性应变增量, S 是与材料和温度相关的常数。

疲劳损伤可被定义如下式

$$D = \frac{N}{N_f} \quad (3-32)$$

联合方程 (3-31)、(3-32) 耗散势可表示如下

$$\phi = \frac{Y^2}{2S} \frac{\Delta \dot{\epsilon}}{(1 - \frac{N}{N_f})^{\frac{1}{\alpha}}} \quad (3-33)$$

损伤动力学定律可表示如下

$$\dot{D} = -\frac{\partial \phi}{\partial Y} \quad (3-34)$$

Y 是在应力载荷下损伤的增长而引起的内部能量密度变化, 其表达式为

$$Y = -\frac{\sigma_{eq}^2 R_v}{[2E(1-D)^2]} \quad (3-35)$$

E 为杨氏模量, R_v 为三轴度, 当为单轴拉伸时 $R_v=1$ 。

联立方程 (3-33)、(3-34)、(3-35), 疲劳损伤演化方程可表达为:

$$\dot{D} = \frac{K^2 R_v}{2ES} \frac{\Delta \dot{\epsilon}}{(1 - \frac{N}{N_f})^{\frac{1}{\alpha}}} \quad (3-36)$$

3.3.2 蠕变模型的建立

金属的蠕变一般发生在高温环境下持续加载, 在这时, 金属的黏性就产生延时变形。蠕变损伤是在蠕变变形过程中发生的材料不可逆损伤, 主要是材料内部的晶格间位错的积累, 进而在晶界和晶格间产生微裂纹和微孔洞。这种损伤的增长可以是时间的函数, 甚至当应力是常数时也会如此。

考虑一个简单的理论表达式作为耗散势的损伤部分^[47]:

$$\phi = \frac{Y^2}{2S_0} \frac{\dot{P}}{(1-D)^{\frac{1}{\alpha}}} \quad (3-37)$$

由损伤动力学定律如式 (3-34) 所示, 可得损伤模型为

$$\dot{D} = -\frac{Y}{S_0} \frac{\dot{p}}{(1-D)^{\gamma/\alpha}} \quad (3-38)$$

因为蠕变损伤主要是在蠕变第三阶段发生的，而在这一阶段是很难计算出累计塑性应变率 \dot{p} ，为此应用 Odqvist 定律，将 \dot{p} 表示为应力的函数^[48]：

$$\dot{p} = \frac{1}{1-D} \left[\frac{\sigma_{eq}}{K(1-D)} \right]^{N^*} \quad (3-39)$$

将上式代入式(3-38)，并将 \bar{Y} 代入式(3-38)，得

$$\dot{D} = \frac{\sigma_{eq}^2 R_v}{2ES_0(1-D)^2} \frac{1}{(1-D)^{\gamma/\alpha}} \left[\frac{\sigma_{eq}}{K^*(1-D)} \right]^{N^*} \quad (3-40)$$

如果将 $\gamma = N^* + 2$ ， $\alpha = \alpha_0 + N^* + 3$ ， $A^r = 2ES_0 K^{*N^*}$ ，则上式可重写为

$$\dot{D} = \left[\frac{\sigma_{eq}}{A} \right]^\gamma \frac{R_v}{(1-D)^{\gamma/\alpha}} \quad (3-41)$$

一维拉伸时，有 $R_v = 1$ ， $\sigma_{eq} = \sigma$ 则

$$\dot{D} = \left[\frac{\sigma}{A} \right]^\gamma \frac{1}{(1-D)^{\gamma/\alpha}} \quad (3-42)$$

3.3.3 蠕变疲劳模型的建立

承载能力和力学性能。用 D_f 表示疲劳损伤， D_c 表示蠕变损伤，两种损伤的增量表达式可以写成^[48]：

$$dD_f = F_f(\Delta p, D_f, D_c) dN \quad (3-43)$$

$$dD_c = F_c(\sigma_{eq}, D_c, D_f) dt \quad (3-44)$$

其中 Δp 为累积塑性应变， σ_{eq} 为 von Mises 应力。

材料中不同缺陷造成的损伤不能直接相加，但是根据损伤力学有效应力的定义，分别由疲劳和蠕变所造成的结构实际承载截面积的减少量则可以相加，因此有

$$D = D_f + D_c \quad (3-45)$$

基于式 (3-45)，式 (3-43) 和 (3-44) 可近似变形为

$$dD_f = F_f(\Delta k, D_f + D_c) dN = F_f(\Delta k, D) dN \quad (3-46)$$

$$dD_c = F_c(\sigma_{eq}, D_c + D_f) dt = F_c(\sigma_{eq}, D) dt \quad (3-47)$$

对式 (3-45) 取微分并将式 (3-46)、(3-47) 代入，可得如下表达式

$$dD = F_f(\Delta k, D) dN + F_c(\sigma_{eq}, D) dt \quad (3-48)$$

对式(3-36)积分,积分边界条件为:当 $N=0$ 时, $D=D_{f0}$;当 $N=N_f$ 时, $D=D_{ff}$,其中 D_{f0} 和 D_{ff} 分别代表疲劳条件下的初始损伤和失效损伤,积分结果如下:

$$D_f = D_{ff} - (D_{ff} - D_{f0}) \left(1 - \frac{N}{N_f}\right)^{\frac{1}{\alpha+1}} \quad (3-49)$$

N_f 为疲劳失效循环的次数。

同时对式(3-42)积分,积分边界条件为:当 $t=0$ 时 $D=D_{c0}$,当 $t=t_c$ 时 $D=D_{cc}$, D_{c0} 和 D_{cc} 分别代表蠕变条件下的初始损伤和失效损伤, t_c 为蠕变失效时间,积分结果如下:

$$D_c = D_{cc} - (D_{cc} - D_{c0}) \left(1 - \frac{t}{t_c}\right)^{\frac{1}{\alpha+1}} \quad (3-50)$$

对于带峰值应力保载循环的疲劳-蠕变交互作用,循环周次和蠕变时间的关系如下:

$$t = T_{F-C} N \quad (3-51)$$

式中 T_{F-C} 为一个循环内的保载时间。

将式(3-51)代入式(3-50),可得下式:

$$D_c = D_{cc} - (D_{cc} - D_{c0}) \left(1 - \frac{N}{N_c}\right)^{\frac{1}{\alpha+1}} \quad (3-52)$$

在带保载循环的疲劳-蠕变交互作用情况下,疲劳寿命与蠕变寿命是一致的,即 $N_f = N_c = N_D$ 。

将式(3-49)(3-52)代入式(3-45)可得如下疲劳蠕变交互作用损伤的表达式:

$$D = (D_{ff} + D_{cc}) - [(D_{ff} - D_{f0}) \left(1 - \frac{N}{N_f}\right)^{\frac{1}{\alpha+1}} + (D_{cc} - D_{c0}) \left(1 - \frac{N}{N_c}\right)^{\frac{1}{\alpha+1}}] \quad (3-53)$$

$D_{ff} + D_{cc} = D_{fc}$ 表示失效破坏时损伤为 D_{fc} , $D_{f0} + D_{c0} = D_0$ 表示初始损伤为 D_0 。

式(3-53)中的疲劳损伤和蠕变损伤是按单纯的疲劳和蠕变情况得到的,未考虑疲劳-蠕变交互作用对各自损伤的影响其次,在大多数情况下,由于疲劳和蠕变的交互作用,疲劳损伤和蠕变损伤的区分十分不易,另外,单纯的疲劳和蠕变的损伤演化都具有 $(1 - \frac{N}{N_D})$ 的幂函数形式,可认为疲劳-蠕变交互作用下的损伤演化也具有该形式,函数的幂指数反映交互作用下的损伤累积程度。综上所述,用综合描述疲劳-蠕变交互作用下的损伤演化, $(1 - \frac{N}{N_D})^{\frac{1}{\alpha+1}}$,将式(3-53)改写如下:

$$D = D_{fc} - (D_{fc} - D_0) \left(1 - \frac{N}{N_D}\right)^{\frac{1}{\alpha+1}} \quad (3-54)$$

式(3-54)为变交互作用下的损伤演化表达式。

3.3.4 损伤的测量方法

测量损伤方法主要有三种：①根据微结构测量如蠕变中的晶粒间空穴，疲劳时的表面为裂纹，韧性断裂时的空穴尺度。但是这些测量是非常困难的，在最初阶段，缺陷难于观察，且起始状态不易表征，而且测量是破坏性的，这限制了它们在观察损伤发展中的应用。②通过剩余寿命测量损伤，但是这种方法要有较大的计算量③通过物理参量和等效应力概念测量如：密度变化，电阻变化，疲劳极限的变化。

本文采用电阻变化测量损伤。金属材料都是由不同的晶粒、相所组成，晶粒与晶粒的结合处成为晶界。在交变应力的作用下，裂纹往往在材料强度薄弱的位置萌生。这些薄弱位置包括晶界、夹杂物、强度相对薄弱的相等。一旦这些位置受到不利的应力作用，微裂纹会在这些位置萌生，成为疲劳源，相继在外载的作用下，微裂纹会慢慢聚集、扩展。微裂纹的扩展相对是比较缓慢的，历程较长。从微观角度考虑，电阻的变化可以分析为：材料一旦产生微裂纹，裂纹面处原子与原子发生分离，电流就不能沿与裂纹面垂直的方向通过；裂纹尖端由于存在应力奇异性，不同程度地会在裂纹尖端产生塑性变形，使原子间距发生变化，从而导致材料导电性能(电阻)的变化^[49-52]。

前面得到的损伤因子D是材料内部承载面由于出现了微孔，微裂纹或其它缺陷而失去了承载能力的面积百分比。因载荷有方向性，面积也有方向性，所以D必是一个二阶张量。因为本文只涉及一维问题，所以可以用一标量D表示。导体材料一旦产生损伤，其通电后能导电的有效截面积要减少。考虑一等截面圆柱型试样，长度为L，试样在一定应力水平下经过N次纯弯疲劳试验后造成一定损伤D。电阻与损伤的推导关系如下：

根据导体电阻R与电阻率 ρ 之间的关系式

$$R = \rho L / A \quad (3-55)$$

导体材料一旦产生损伤，其通电后能导电的有效截面积要减小，设。设损伤变量为D，则材料损伤后的有效导电面积为

$$A = A_0(1 - D) \quad (3-56)$$

式中 A_0 为原始面积，A为有效面积

由式(3-55)、(3-56)得

$$D = 1 - \frac{R_0}{R} = \frac{R - R_0}{R} = \frac{\Delta R}{R} = \varepsilon \quad (3-57)$$

式中 R_0 为材料原始电阻， ε 为电阻应变。可由此式测得电阻R与损伤变量D之间的关系。

由于微裂纹的扩展历程相对较长、电阻改变相对缓慢，因此损伤的发展阶段

反映在“电阻应变—时间”曲线上则呈现较长的线性阶段。随着微裂纹的扩展及与邻近的微裂纹发生局域连接,这时损伤变得较大,相应的焊点电阻变化也较大。接近破坏的损伤后期时,逐渐出现跨越晶粒边界的主裂纹,它们以比较高的速度扩展,主裂纹通过扩展或互相连接导致焊点破坏。这时损伤变得很大,并具有突变的性质,对应的电阻变化也具有这种突变的性质。

微电阻测量的精确度直接影响着本文研究的可靠性和准确性,因此微电阻测量电路是本测试系统的关键电路之一。在实验室中,测量低电阻时经常使用的是双臂电桥,但是,由于它本身受灵敏度的限制和存在引线电阻的影响,采用双臂电桥最低只能测到 $1\ \mu\Omega$ 的电阻,且测量结果只有1位有效数字,在很多情况下甚至无法测量,精确测量微电阻比较困难。而四探针法(伏安法)却有其独到之处,因为此时待测电阻值很小,电压探针所引起的分流可以忽略不计,测量精度完全由电压测量精度和稳恒电流源精度决定。四探针法测试原理主要依据范德堡原理^[53]如图3-3,通过两根探针提供一个电流流过样品,再用两根探针测量样品上的电位差,最后经过相关运算得到材料的电阻。四探针测试仪的测试理论已经相当成熟^[54]。

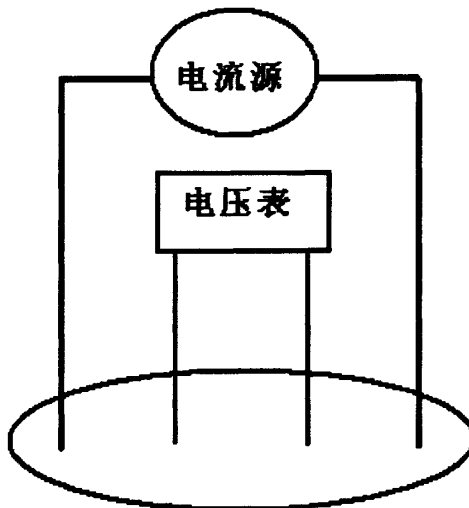


图3-3 四探针测试原理

Figure 3-3 Four-point testing principle

3.4 倒装焊点损伤的热疲劳试验

3.4.1 热疲劳实验设计

在焊点的可靠性研究中,普遍认为焊点的失效机理是在外力或环境温度作用下引起焊点的热疲劳和蠕变的交互作用,使焊点产生应力应变集中区域,并由此产生裂纹的萌生和扩展,最后导致焊点的完全开裂,导致整个器件的失效。热疲劳是材料在交变温度多次作用下引起损伤或破坏的现象。蠕变是材料在较高温度下发生的与时间相关的一种失效形式,与应力水平、温度密切相关。

热循环载荷条件下,异材的热膨胀系数不匹配将在服役过程中引起刚性机械连接焊点应变;焊点的服役环境温度很高,一般情况下焊料工作温度超过焊料的再结晶温度;电子器件频繁的开关使得器件在高温、低温下经受循环往复的应力作用。在这种服役条件下,焊点的微观结构、形变和断裂机制都会发生变化。循环应变和高温的共同作用会导致焊点热循环损伤^[54,55]。从焊点实际经受的温度来看,焊点发生了蠕变变形;而从器件频繁开关来看,由于热膨胀系数不匹配,焊点经受了热循环冲击。普遍认为焊点的失效机理是在外力或环境温度作用下引起焊点的热疲劳和蠕变的交互作用,使焊点产生应力应变集中区域,并由此产生裂纹的萌生和扩展,最后导致焊点的完全开裂,导致整个器件的失效。

为了模拟芯片中焊料实际服役过程中蠕变—疲劳交互作用的情况,本实验将采用双金属(铝与钢瓦尔合金)框架所做的实验装置如图7所示的试验模具,其设计原理为 INVAR 合金的热膨胀系数接近于零,而铝合金的热膨胀系数为 $23 \times 10^{-6} \text{m}/^\circ\text{C}$ 。双金属框架尺寸、形状如图3-4、3-5所示,SnAgCu 试样被固定在两金属架之间的通孔处。当实验装置放置在热疲劳试验箱时,随着温度的循环,由于两金属的热膨胀系数的不同,将给固定在 SnAgCu 试样施加一个随着温度变化的应力载荷。同时试样在高温环境下持续加载,金属的黏性就产生延时变形,发生蠕变,实现了焊点的蠕变疲劳交互作用。

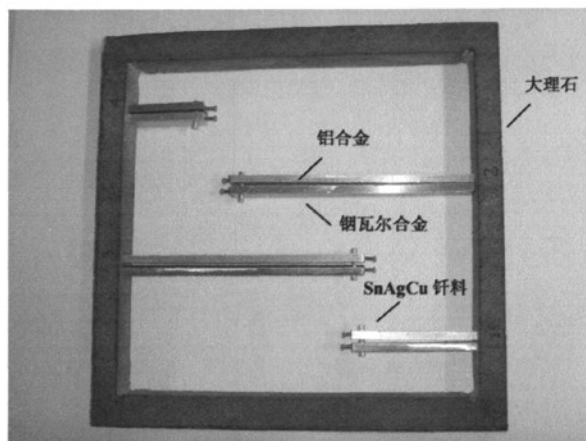


图 3-4 SnAgCu 焊料单焊点实验装置

Figure 3-4 Experimental facility for SnAgCu solder

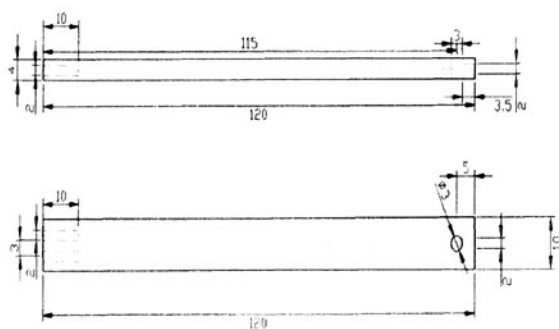


图 3-5 实验夹具尺寸图

Figure 3-5 Experiment cramping size

热疲劳实验在CTS01F高低温冲击试验箱中如图3-6进行，加载方式为温度载荷，热循环的边界温度是 -40°C 和 $+125^{\circ}\text{C}$ 。试件在温度范围 $T=-40^{\circ}\text{C}$ — $+125^{\circ}\text{C}$ 内循环，初始温度（零应力应变状态） 20°C ，实验过程中升降温速率为 $33^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ，高低温各保温时间为10分钟，一个温度循环的时间为30分钟，加载条件如图3-7所示：



图3-6 高低温冲击试验箱和四探针测阻仪

Figure 3-6 Temperature shock tester and four-point measurement resistance device

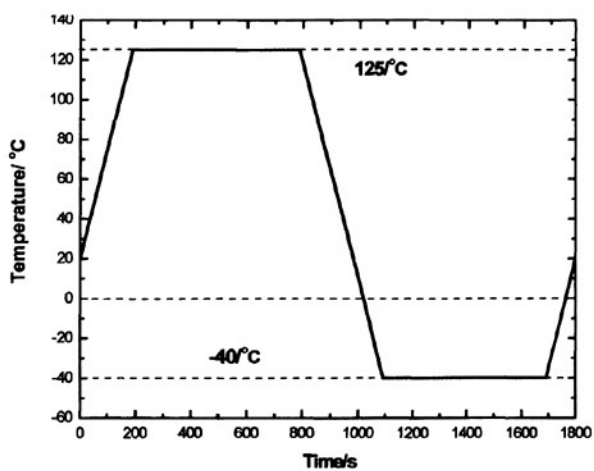


图 3-7 温度载荷—时间曲线

Figure 3-7 Temperature-time curve

3.4.2 试样材料

①试样材料为 96.5Sn3Ag0.5Cu 合金其成分如表 3-1 所示，其制备过程如下：

表 3-1 钎料成分
Table 3-1 Solder components

钎料	元素组分		
	Sn	Ag	Cu
SnAg3Cu0.5	96.5	3	0.5

冶炼使用设备：LX19-001B 坩埚电阻炉、KSY-6 温度控制仪、JP-500 架盘天平、TG328A 型光电分析天平、坩埚、浇注模具。

原料：氯化钾（白色颗粒盐）、无水氯化锂（白色盐）、金属锡块、银块、铜片。

冶炼步骤如下：

(1) 称取合金。在 TG328A 型光电分析天平上按照表 2.1 所给成分配比称取三种钎料成分，称量时应尽量使每种合金成分的误差在 $\pm 0.1\text{mg}$ ；

(2) 称取熔盐。用 JP-500 架盘天平称取熔盐 KCL 和 LiCL 各一份，熔盐的量视合金重量而定，必须保证熔盐能够盖过金属表面以防止金属氧化。本实验中钎料合金、KCL 和 LiCL 的质量比为 10: 1.3: 1；

(3) 熔盐。将称量好的保护盐放入坩埚中并充分混合，再将坩埚置于 LX19-001B 坩埚电阻炉中，打开 KSY-6 温度控制仪并将温度设定为 450℃；

(4) 待炉温升至 450℃时，用玻璃棒搅拌坩埚中的熔盐，使其充分熔化。同时将称量好的金属放置于加热炉旁预热；

(5) 将熔化的保护盐先倒入装有金属锡的坩埚中，使熔盐盖过金属锡表面，并及时将装有金属锡的坩埚放入 450℃的炉中加热；

(6) 待金属锡完全融化后加入其他金属；

(7) 当坩埚中的混合金属处于熔化状态时开始计时，在此状态下保持 40min，并且每隔 10min 搅拌一次，目的是使混合金属充分溶解；

(8) 40min 后取出坩埚，使其在自然状态下冷却；

(9) 取出钎料金属块，去除金属块上层的保护盐，并用水清洗干净，钎料的冶炼过程结束；

为了更好的模拟倒装焊点，本实验将熔炼好的钎料加工成如图 3-8 所示的试样，其形状和尺寸如图所示：

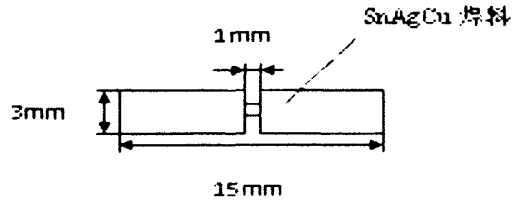


图 3-8 SnAgCu 试样示意图

Figure 3-8 SnAgCu sample size

3.4.3 试验数据分析

实验过程中采用四探针法测取试样电阻变化，实验数据如表3-2所示：

表3-2 电阻变化数据

Table 3-2 Resistance vary data

周期	$R (10^{-3} \Omega)$	N/Nf	$D=1-R_0/R$
0	0.194229	0	0
72	0.195878	0.02381	0.00842
144	0.196642	0.047619	0.01227
216	0.200096	0.071429	0.02932
288	0.200617	0.095238	0.03184
360	0.204247	0.119048	0.04905
432	0.202698	0.142857	0.04178
504	0.200722	0.166667	0.03235
576	0.205481	0.190476	0.05476
648	0.206805	0.214286	0.06081
720	0.20143	0.238095	0.03575
792	0.202387	0.261905	0.04031
864	0.20753	0.285714	0.06409
936	0.206138	0.309524	0.05777
1008	0.202453	0.333333	0.04062
1080	0.207036	0.357143	0.06186
1152	0.207047	0.380952	0.06191
1224	0.210887	0.404762	0.07899
1296	0.204691	0.428571	0.05111
1368	0.206818	0.452381	0.06087
1440	0.214691	0.47619	0.09531
1512	0.214739	0.5	0.09551
1584	0.209732	0.52381	0.07392

续表 3-2

1656	0.21259	0.547619	0.08637
1728	0.21007	0.571429	0.07541
1800	0.214319	0.595238	0.09374
1872	0.213746	0.619048	0.09131
1944	0.208864	0.642857	0.07007
2016	0.208669	0.666667	0.0692
2088	0.212286	0.690476	0.08506
2160	0.213464	0.714286	0.09011
2232	0.22173	0.738095	0.12403
2304	0.215956	0.761905	0.10061
2376	0.223206	0.785714	0.12982
2448	0.214312	0.809524	0.09371
2520	0.227792	0.833333	0.14734
2592	0.229319	0.857143	0.15302
2664	0.233926	0.880952	0.1697
2736	0.23965	0.904762	0.18953
2808	0.273074	0.928571	0.28873
2880	0.477984	0.952381	0.39365
2952	0.355985	0.97619	0.4937
3024	22.63741	1	0.99142

图3-8为表3-2的实验数据曲线图，从图3-8可知：①随着循环的进行，微裂纹和微空洞的积累导致材料内部产生损伤，而损伤的积累会使材料的有效承载面积减小，从而导致电阻值的增大而逐渐增加。②由于微裂纹的扩展历程相对较长、电阻改变相对缓慢，因此热疲劳的发展阶段反映在“电阻应变—时间”曲线上则呈现较长的线性阶段。③随着微裂纹的扩展及与邻近的微裂纹发生局域连接，这时损伤变得较大，相应的焊点电阻变化也较大。接近破坏的损伤后期时，逐渐出现主裂纹，它们以比较高的速度扩展，主裂纹通过扩展或互相连接导致焊点破坏。这时损伤变得很大，并具有突变的性质，对应的电阻变化也具有这种突变的性质；这一过程在宏观上表现为 $D-N/N_f$ 曲线急剧上升。④实验数据在随 N/N_f 增长的同时有些波动，这正是电阻应变作为损伤变量的一种反映。⑤数据采集系统是按照事先预定的循环次数来记录数据的，试验前无法确定试件的疲劳寿命，因此无法通过人为设定来得到试件快速断裂阶段的试验数据，导致试验后期快速断裂阶段缺乏试验数据。

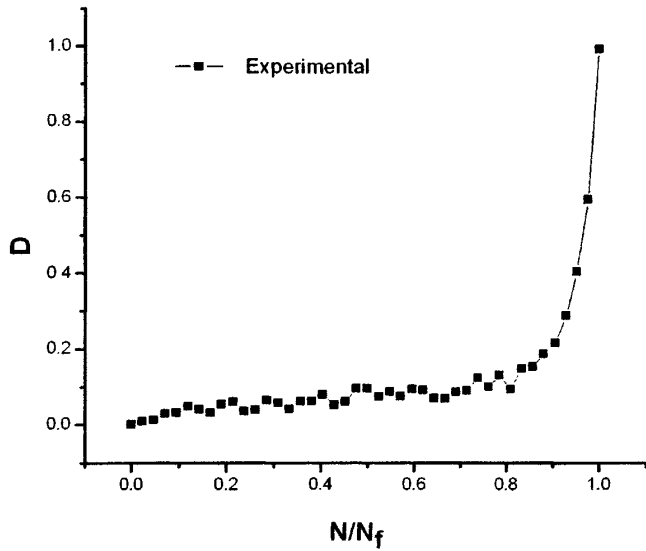


图 3-8 损伤变量随循环次数的演化规律

Figure 3-8 Damage vs. time curve

蠕变-疲劳交互作用的损伤进程演化如3.3所述，按式(3-54)描述损伤的进程，其中 D_{fc} 值是蠕变断裂阈值，即试样断裂时所测得的试样损伤值。由于对电阻的测量并不是连续进行的，不能获得连续的损伤变化值，只能得到试样断裂前最后一次测试的损伤值与试样断裂后的损伤值（此时D接近于1）。试样断裂前后的损伤值列表于表3-4。

表3-4 试样断裂前后的损伤值

Table 3-4 The value of D before the sample rupture and after rupture

断裂前		断裂后		百分比误差
N_f	D_{fc}	N	D	
2952	0.4937	3024	0.9914	2.38%

从图3-8，表3-4可以看出，在试样断裂前后其损伤值是急剧增加的，从平均0.4709增加到接近于1，只用了平均72周，相对于整体寿命来说只占了2.38%。也就是说，如果把断裂前的损伤值作为 D_{fc} （真正的 D_{fc} 应该是介于断裂前的损伤值与断裂后的损伤值之间），其产生的误差也不会超过2.38%，将 D_{fc} 值所对应的循

环周数作为焊料的寿命阈值 N_f 。

3.5 损伤累积程度因子的测量

3.5.1 试验设计

$\alpha/\alpha+1$ 是表示损伤累积程度的因子, $\alpha/\alpha+1$ 值越大表示每次循环造成的损伤越小; $\alpha/\alpha+1$ 值越小表示每次循环造成的损伤越大。 α 为每周的非弹性应变增量, 与所施加的载荷有关, 需要由试验进行确定。由于在蠕变疲劳试验中的试样很小, 其应力-应变值不容易测定, 则 α 值也不能由蠕变疲劳试验获得。获得非弹性应变增量的方法是将3.4节中的小试样放大, 并使得大试样与小试样具有同样的应变条件, 并在同等的温度循环条件下测试其应力的变化, 从而获得应力-应变曲线, 从而计算非弹性应变增量 α 的数值。3.4节中的小试样在热疲劳条件下其应变值在试样的每个部位并不是一样的, 想获得每个部位的应变值并在大试样中进行模拟是很难做到的。然而, 小试样中直径为 D_2 部分的总体应变可以由下式获得^[57-58]:

$$\varepsilon = \frac{S}{\sqrt{3}h} \quad (3-58)$$

其中 S 为直径为 D_2 部分的顶部两截面相对位移。从公式 (3-58) 可以看出, 如果我们设置大试样的细部的高度与小试样一致, 并且位移的变化与小试样的一致, 则我们可以得到小试样一致的大试样应变。所设计的大试样以及夹具如图3-9所示, 其中 D_2 为6mm, h 为1mm。试验在拉伸机如图3-10上进行, 同步加载如图3-3的温度载荷。

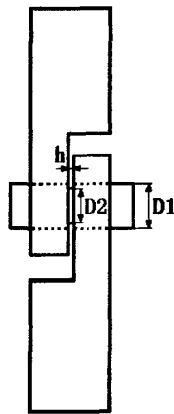
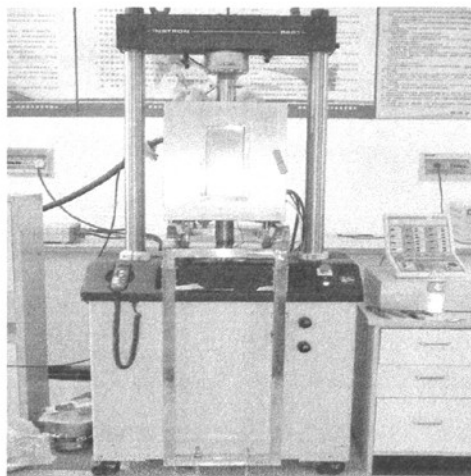


图 3-9 大试样及其夹具

Figure 3-9 The shape of sample and fixture



3-10 热循环拉伸装置

3-10 Thermal cycling tensile device

直径为 D_2 部位的应力可以由下式获得:

$$\sigma = \frac{1.4 \cdot \sqrt{3} \cdot F}{4 \pi D_2^2} \quad (3-59)$$

小试样的两截面的相对位移由3.4节中试验夹具中两种合金不同的热膨胀系数决定。其加载值如表3-3所示。

表3-3 试验加载值

Table 3-3 Value of load-on

时间 (s)	位移(mm)	位移速率 mm/s	温度(°C)
0	0	0.00139	20
196	0.273		125
796	0.273		125
1096	-0.141	-0.00139	-40
1696	-0.141		-40
1996	0.273	0.00139	125
2596	0.273		125
2896	-0.141	-0.00139	-40
3496	-0.141		-40
3796	0.273	0.00139	125
4398	0.273		125
4696	-0.141	-0.00139	-40
5296	-0.141		-40
5596	0.273	0.00139	125
6196	0.273		125
6496	-0.141	-0.00139	-40

续表 3-2			
7096	-0.141		-40
7200	0	0.00139	20

3.5.2 α 值的计算

拉伸试验可以获得载荷和位移的关系，然后根据公式 (3-58) 与公式 (3-59) 计算应力与应变，则应力-应变滞后环如图3-11所示。

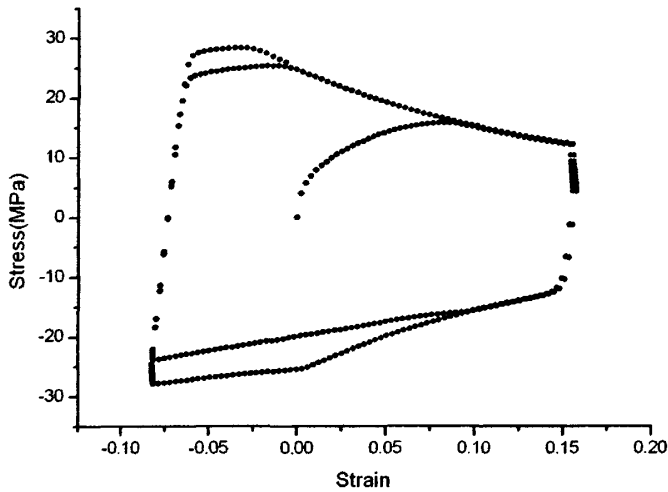


图 3-11 拉伸试验应力—应变关系

Figure 3-11 The relationship between strain-stress in tensile test

从图3-11可以看到，应力-应变滞后环在第二周后基本保持不变，也就是非弹性应变增量是稳定的。即每周非弹性应变的增量 α 值是稳定的。。因此把第二周的应力为零时对应的应变幅值作为 α 值。 α 值计算结果见表3-4。

表3-4 α 值

Table 3-4 the value of α

$\Delta\varepsilon$	α 值
0.239	0.2166

3.6 损伤演化方程的确定与验证

蠕变疲劳的损伤进程演化如3.3所述，按式(3-54)描述损伤的进程：

$$D = D_{fc} - (D_{fc} - D_0) \left(1 - \frac{N}{N_D}\right)^{\frac{1}{m+1}}$$

D_0 为试样的初始损伤，假定为零，分别将损伤阈值与损伤累积程度因子带入式(3-54)，得到 SnAgCu 焊料的损伤演化方程如式(3-60)所示。

$$D = 0.4937 - 0.4937 \left(1 - \frac{N}{2952}\right)^{0.1780} \quad (3-60)$$

图3-12为演化方程式(3-60)计算出的D值与试验所获得的D值的比较。从图中可以看出，两者之间比较吻合的。损伤在循环的大部分阶段变化缓慢，直至接近疲劳寿命 N_f 时，损伤变化率突然增大，这与损伤实际的物理过程相一致，即热疲劳损伤的累积引起微裂纹、微空洞的相互合并，并最终导致宏观裂纹的萌生以及裂纹失稳扩展；由于微裂纹的扩展历程相对较长，因此热疲劳的发展阶段反映在“损伤演化拟合曲线”上则呈现较长的线性阶段。随着微裂纹的扩展及与邻近的微裂纹发生局域连接，这时损伤变得较大。接近破坏的损伤后期时，逐渐出现主裂纹，它们以比较高的速度扩展，主裂纹通过扩展或互相连接导致焊点破坏。这时损伤变得很大，并具有突变的性质，这一过程在宏观上反映在损伤演化拟合曲线上为曲线急剧上升。由此可见，式中推导而来的电阻应变与损伤之间的关系，与上述解释以及实际试验过程基本相互吻合，此模型适用于描述在蠕变疲劳交互作用下的焊料损伤演化过程。

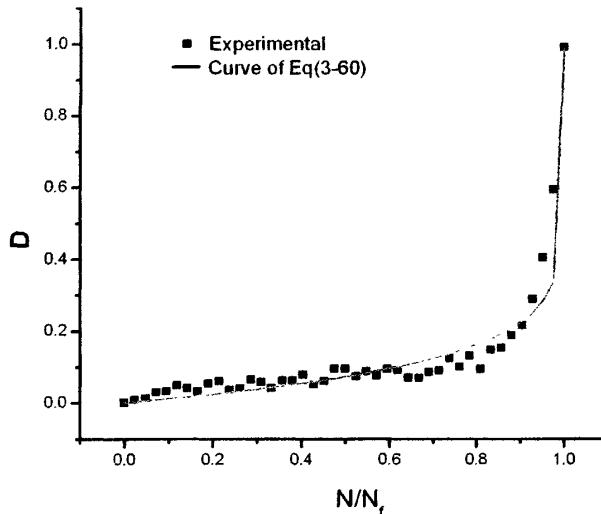


图3-12 模型曲线与试验数据比较

Figure 3-12 Comparison of the curve derived from the model with experimental result(the length of sticks is 120mm)

3.7 金相剖样分析

试样在热循环试验中, 经受蠕变疲劳交互作用, 在应力应变集中区域, 裂纹萌生和扩展。本章中试样的损伤正是由于裂纹的扩展, 其有效承载面积减小造成。普遍认为焊点的失效机理是在外力或环境温度作用下引起焊点的热疲劳和蠕变的交互作用, 使焊点产生应力应变集中区域, 并由此产生裂纹的萌生和扩展, 最后为了更好的分析 SnAgCu 焊料在蠕变疲劳交互作用下的失效行为, 本节对试样进行金相剖样观察。

实验过程中分别在 $N=500$, $N=1000$, $N=2000$ 时取出试样, 用环氧树脂固化成金相剖样, 分别用200、1000、1200号的砂纸磨样, 再用粒度号为2.5、1.5、0.5的抛光膏对试样进行抛光。

试样材料的蠕变损伤由微圆缺陷(r型缺陷)或楔型裂纹(w型缺陷)如图3-11, 所引起的成核和生长引起。孔洞的聚合会发展成宏观裂纹并导致材料的最终断裂破坏。蠕变是材料在较高温度下发生的与时间相关的一种失效形式, 图3-11 为 SnAgCu 试样在热循环试验中孔洞生长过程图。在试验初期试样中空洞较少如图3-11 a) 所示, 说明其蠕变程度较小。当循环2000周后发现孔洞在数量和大小上都明显增加。

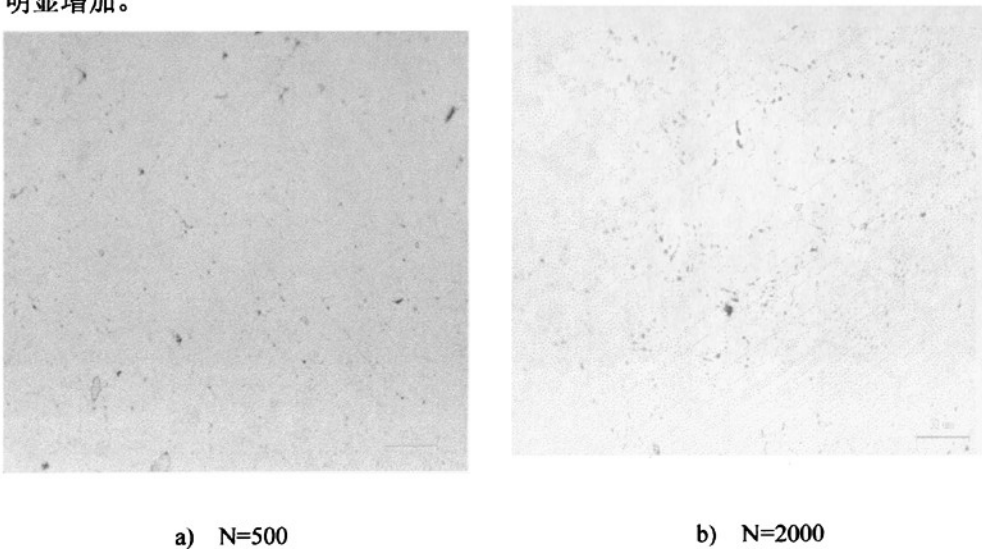


图3-11 孔洞生长过程

Figure 3-11 Cavitas grow process of SnAgCu sample

金属中的疲劳损伤过程包括: ①活动滑移带内微裂纹的形成; ②裂纹沿滑移

带扩展，其方位大致和最大主应力方向成 45° （第一阶段）；③裂纹沿着垂直于最大主应力的方向扩展（第二阶段）。在高周疲劳中，由于塑性应变很小，疲劳损伤过程主要表现为第一阶段，疲劳寿命大部分消耗在形成初始裂纹的过程中；在低周疲劳中，由于应力水平较高，在很多晶粒周围形成滑移带，并产生大量的微裂纹。因此，疲劳寿命主要由裂纹扩展的第二阶段主导。

图3-12为不同周期的试样金相剖图，在500周期时，如图3-12 a)所示，试样已经产生裂微，但是钎料内的孔洞还比较少。在加速试验过程中，由于温度的变化，双金属框架对试样施加一定的循环剪切应力，试样加工时在边缘存在一定的缺陷，此区域为应力应变集中区，也是裂纹的萌生的区域。随着循环周期的增加，从图3-12 b)、c)所示可以明显看到裂纹的扩展。

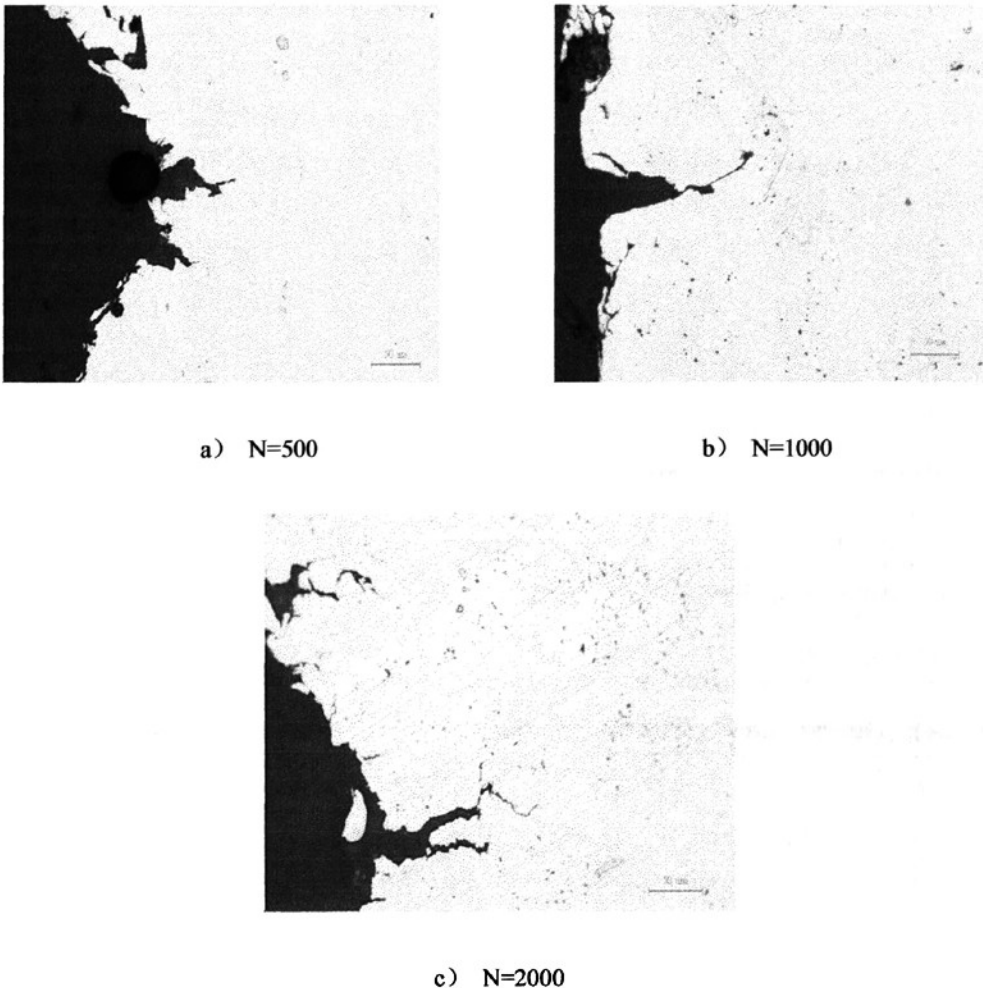
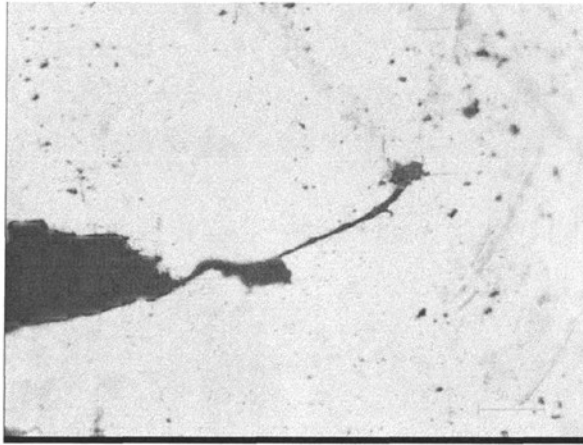


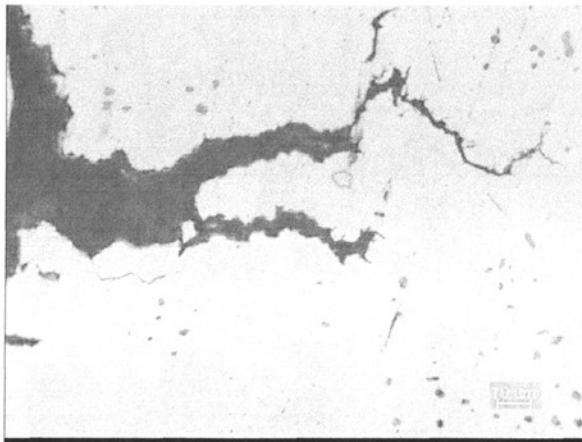
图3-12 SnAgCu试样裂纹扩展过程

Figure 3-12 Crack expansion process of sample

试样在热循环试验过程中, 经受着温度与应力的重复作用, 材料中将出现蠕变和疲劳损伤的组合损伤及其相互作用。鉴于蠕变和疲劳损伤的相互作用依赖于加载条件, 即每个荷载循环中施加于这两种损伤上的荷载的效应。由于蠕变损伤和疲劳损伤在机理上的差异, 如图 3-11、3-12所示, 这两种损伤之间的耦合在早期不会出现。在损伤发展的后期阶段, 蠕变损伤会促进疲劳损伤的发展, 如图3-13 a) 所示, 裂纹的前端为圆形, 这是裂纹扩展过程中, 应力集中在前端的孔洞, 使裂纹向空洞的方向发展, 这正是空洞加速疲劳裂纹扩展的结果。在损伤发展的后期, 疲劳损伤对于蠕变损伤的影响则较小。但是疲劳裂纹的存在会加速前端颗粒间蠕变空穴的形成, 如图3-13 所示, 这是由于该区域范围内应力增加的结果。



a)



b)

图3-13 疲劳-蠕变交互作用

Figure3-13 Fatigue-creep interaction

3.8 本章小结

1) 基于连续损伤力学, 采用能量耗散理论, 推导出蠕变疲劳交互作用的连续损伤演化模型:

$$D = D_{fc} - (D_{fc} - D_0) \left(1 - \frac{N}{N_D}\right)^{\alpha+1}$$

2) 用电阻应变法对SnAgCu钎料在蠕变疲劳交互作用下的损伤进行测量, 能够精确的模拟试样蠕变疲劳状态中损伤的变化, 通过蠕变疲劳试验确定其损伤阈值。

3) 在损伤模型中, 损伤指数即损伤累积程度因子的变量是每周蠕变应变增量的函数。对于蠕变应变的测量, 本章设计了一个拉伸-卸载-反向拉伸-卸载的试验, 试验由应变控制, 其应变变化与蠕变疲劳试验中试样所受的应变一致。由试验得到应力-应变滞后环后, 可以获得每周非弹性应变的增量, 也就是 α 值。
确定其损伤演化方程。

4) 对不同周期的试样进行金相观察, 分析了钎料蠕变疲劳交互作用的损伤演化过程。

结 论

本研究以传统的通孔插装焊点和应用最为广泛的倒装焊点为研究对象，通过热循环试验，分别对他们的失效行为机理，焊点在服役过程中的变化规律进行了研究，得出如下主要结论：

1) 对在实际工作中失效的焊点做失效定位，确定几乎所有焊点的失效都是由引线与钎料的剥离而引起。通过金相剖面观察来分析当前失效模式，几乎所有裂纹都贯穿于在引脚与钎料界面的三个薄弱区。对完好的焊点通过热循环试验，在不同循环周期观察焊点裂纹的扩展情况。发现在循环初期阶段，钎料与焊盘界面、钎料与引线界面都有起始裂纹产生。这是由于循环过程中温度的突然转变，使得焊点循环性塑性变形，造成焊点的疲劳，形成一种潜在的裂纹起始点，并以空洞或杂质为源，向下扩展。随着循环周期的增加，钎料与引线界面的裂纹与钎料与焊盘的裂纹相比，生长速度较快，最终变成导致焊点失效得主裂纹。

2) 对于通孔插装焊点失效研究的结果表明裂纹主要沿着焊料与引线的交界面，而且其扩展速度相对较大，从而焊点的失效主要是钎料与引线的脱离引起的。发生这种现象可能是如下三方面原因：①焊点结构原因：由于引线承载着元器件的重量，所以在实际工作过程中，加载在引线与焊料界面的应力更大，所以其应变更大。同时由于引线较细，相对于焊盘与钎料的接触面积较小，而且引线与焊料只是单面结合，通孔没有焊料的填充，所以发生在引线与钎料界面的裂纹扩展速度较快，最终导致断裂使钎料与引线剥离。②引线的可焊性较弱。③由于焊盘与引线的镀层不同，其交界面形成的金属间化合物成分不同，所以金属间化合物的强度不同。

3) 基于连续损伤力学，采用能量耗散理论，推导出蠕变疲劳交互作用的连续损伤演化模型。并以电阻应变为损伤变量，对 SnAgCu 钎料在蠕变疲劳交互作用下的损伤进行测量。

4) 对不同周期的试样进行金相观察，分析了钎料蠕变疲劳交互作用的损伤演化过程。由于蠕变损伤和疲劳损伤在机理上的差异，这两种损伤之间的耦合在早期并没有出现。在损伤发展的后期阶段，由实验观察结果表明，蠕变损伤会促进疲劳损伤的发展，由于疲劳裂纹的存，增加了裂纹前端区域的应力，加速前端颗粒间蠕变空穴的形成。

参考文献

- 1 田民波. 电子封装工程. 清华大学出版社, 2003:128~132
- 2 徐步陆. 电子封装可靠性的研究. 中国科学院博士学位研究生学位论文. 2002:1~2
- 3 王 谦, Shi-Wei Ricky LEE, 汪刚强, 耿志挺, 黄 乐, 唐祥云, 马莒生. 电子封装中的焊点及其靠性. 电子元件与材料. 2000 (04) :24-25
- 4 Lau John H. Solder joint reliability-theory and applications. New York: Van Nostrand Reinhold, 1991:6~10
- 5 Weiping Li, Chris Scanlan, Akito Yoshida. System-in-Package and 3D Packaging for Mobile Applications. Equipment for Electronic Products Manufacturing, 2004, (114): 0~15
- 6 李牧. 微电子封装技术的发展与展望. 电子工艺技术, 2001, 22(3): 15~18
- 7 李可为. 集成电路芯片封装技术. 电子工业出版社, 2007:101~104
- 8 L. F. Miler. Controlled Collapse Reflow Chip Joining. IBM J. Res. Devel. 1969, 13:239
- 9 郭江华等. 倒装芯片凸焊点的UBM. 半导体技术. 2001, 26(6):8~11
- 10 E. J. Suhir. Electronic Package, 1998, 120:1~4
- 11 况延香, 朱颂春. 微电子封装技术. 中国科技大学出版社, 2003: 2-10
- 12 T Sai. D. Y, Shen. G. S. On-Board Reliability of SOC—BGA Package. SEMICON 2000 Technical Symposimu, China, 1999:2~6
- 13 刘常康, 周德俭. PBGA焊点热疲劳寿命的正交试验及回归分析. 电子工艺技术, 1999, 20(3):90~93
- 14 Lee Teck Kheng, Teo yong Chua, Lim Thiam Beng. Reliability Assessment of Transfer Mold CSP. Porceedings of IEEE/CPMP Electroinc Packaging Technology Conefercne , 1998:274~278
- 15 Cemal Basaran, RumPa Chandaroy. Using Finite Element Analysis for Simulatio of Reliability Tests on Solder Joints in Microelectroin Package. Computer and Structures, 2000, (74):459~468
- 16 Barrett J. Electronic systems Package Future Reliability Challenges. Microelectronics Reliability, 1998(38):1277~1286
- 17 陈宏涛. 印刷电路板可靠性评估. 哈尔滨工业大学硕士学位论文, 2003:30~45
- 18 H. D. Solomon. The Influence of the Cycle Frequency and Wave Shape on the Fatigue Life of Leaded Chip Carrier Printed Wiring Board Interconnections. ASME J. Elect. P ack. 1993, 15(2):173~179
- 19 H. D. Solomon. Energy Approach to the Fatigue of 60/40 Solder: Part I: Influence o f Temperature and Cycle Frequence. ASME J. Elect. P ack. 1995, 117 (2):130~135

- 20 H. D. Solomon. Energy Approach to the Fatigue of 60/40 Solder: Part I: Influence of Temperature and Cycle Frequency. ASME J. Elect. Pack. 1995, 118 (2):67~71
- 21 J. K.Tien, B. C. Hendrix, A. I. Attarwala. Understanding the Cyclic Mechanical Behavior of Lead/Tin Solder. ASME J. Elect. Pack. 1991, 113 (1):115~120
- 21 K. Jung, H. Conrad. Microstructure Coarsening During Static Annealing of 60Sn40Pb Solder Joints: I Stereology. Journal of Electronic Materials. 2001,30 (10): 1032~1294
- 22 K. Jung, H. Conrad. Microstructure Coarsening During Static Annealing of 60Sn40Pb Solder Joints: II Stereology. Journal of Electronic Materials. 2001,30 (10): 1303~1307
- 23 K. Jung, H. Conrad. Microstructure Coarsening During Static Annealing of 60Sn40Pb Solder Joints: III Stereology. Journal of Electronic Materials. 2001,30 (10): 1308~1302
- 24 Y. C. Chan, P. L. Tu, A. C. K. So. Effect of Intermetallic Compounds on the Shear Fatigue of Cu/63Sn-37Pb Solder Joints. IEEE Components Packaging and Manufacturing Technology. 1997,20(4):463~469
- 25 A. C. K. So, Y. C. Chan. Reliability Studies of Surface Mount Solder Joints – Effect of Cu-Sn Intermetallic Compounds. IEEE Transactions on Component Packaging and Manufacturing Technology. 1996,19 (3):661~668
- 26 A.C.K .So ,Y .C .Chan. Aging Studies of Cu-Sn Intermetallic Compounds in Annealed Surface Mount Solder Joints. IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology. 1997, 20 (2):161~166
- 27 A. F. Elkouh, N. Ramasubramanian, T. F. Hsu. Prediction of Solder Geometry for an Axisymmetric Through-Hole Joint. Journal of Electronic Packaging. 1997(12):268~274
- 28 刘建影, 孙鹏. 无铅焊料互联及可靠性. 电子工业出版社. 2004:210~211
- 29 赵秀娟. 微电子封装与组装互连软钎焊焊点形态优化设计. 哈尔滨工业大学. 博士学位论文, 2000:56—79
- 30 Dishongh Terry, Basaran Cemal, Cartwright. Impact of Temperature Cycle Profile on Fatigue Life of Solder Joints. IEEE Transactions on Advanced Packaging. 2002, 25(3):433~438
- 31 Yeung, Betty H, Lee, Tien-Yu Tom. Evaluation and Optimization of Package Processing and Design Through Solder Joint Profile Prediction. Electronics Packaging Manufacturing. 2003,26 (1):68~74
- 32 孙丽丽, 王青春. 通孔波峰焊焊点的可靠性预测. 哈尔滨工业大学. 硕士学位论文. 2004:17~19
- 32 H. K. Kim, K. N. Tu. Kinetic analysis of the soldering reaction between eutectic SnPb alloy and Cu accompanied by ripening. Physics Review B. 1996, 53(23):16027-16034
- 33 H. K. Kim, H. K. Liou, K. N. Tu. three-dimensional morphology of a very rough interface formed in the older reaction between eutectic SnPb and Cu. Applied Physics Letter. 1995, 66(18):2337~2339
- 34 Shang Jian Ku, Yao Daping. Effect of Interface Roughness on Fatigue Crack Growth in Sn-Pb Solder Joints. ASME International Mechanical Engineering Congress & Exposition. 1995:1217

- 35 Edward Jih, Wayne Jung. Vibration Fatigue of Surface Mount Solder Joints. Thermomechanical Phenomena in Electronic Systems Proceedings of the Intersociety Conference of IEEE, New Orleans, 1996, 7(5):246~250
- 36 贺光辉, 罗道军, 郑廷圭. PCBA—PTH焊点失效原因分析. 可靠性与物理分析. 2005(12):78~40
- 37 J H Lee Park J H, Lee Y H, Iim Y S, Shin D H. Stability of channels at a scalloplike Cu6Sn5 layer in solder interconnections. Journal of Materials Research, 2001, 16(5):1227-1230
- 38 李灏. 损伤力学基础. 山东科学技术出版社. 1992:43-45
- 39 鹿晓阳. 连续损伤力学的基本理论方法及工程应用. 山东建筑工程学院学报, 1994(2):1~7
- 40 L.M.Kachanov. Introduction to Continuum Damage Mechanics. 1986:1-7
- 41 J. Lemaitre. Evaluation of Dissipation and Damage in Metals Submitted to Dynamic Loading. Proceedings I.C.M.1, Kyoto, Japan, 1971
- 42 J. Lemaitre. A Continuum Damage Mechanics Model for Ductile Fracture. Journal of Engineering Materials and Technology. 1985, 107:83~89
- 43 S. Chandrakanth, P.C. Pandey. An Isotropic Damage Model for Ductile Material. Engineering Fracture Mechanics, 1995, 50(4):457~465
- 44 Wang Tie Jun. Unified CDM Model and Local Criterion for Ductile Fracture- I -Unified CDM Model for Ductile Fracture. Engineer Fracture Mechanics, 1992, 24(1):177~183
- 45 程光旭, 李锋, 李志军. 颗粒增强铝基复合材料细观损伤演化特征及最弱环损伤模型. 复合材料学报, 2002, 19(2):31~36
- 46 Stolkarts V, Moran B, Keer LM. Constitutive and damage model for solders. In: Electronic Components and Technology Conference, June. 1998:379-385
- 47 周俊, 郝伟娜, 柴国钟. 微电子封装中焊点疲劳模型的现状和发展. 机械设计与制造. 2007, 1:76-78
- 48 李兆霞. 损伤力学及其应用. 科学出版社. 1998:1-10
- 49 黄菊生, 许金泉. 金属材料疲劳损伤的电阻研究法. 机械强度. 1999, 21:232-234
- 50 黄丹, 许平聪, 郭乙木. 金属疲劳剩余寿命预测模型的一种探索, 实验力学. 2003, 18:113-117
- 51 乔彦村, 陈洪琴, 郭乙木. 基于电阻值变化预测金属构件剩余寿命的研究. 工程设计, 1999, 4: 42-45
- 52 孙斌祥, 郭乙木. 考虑电阻率变化的电阻法预测金属材料剩余寿命. 工程设计. 2001, 2: 81- 84
- 53 徐远志, 晏敏, 黎福海. 数字化智能四探针测试仪的研制. 半导体技术. 2004. 29(8)47-52.
- 54 孟桂萍. Sn-Ag 和 Sn-Zn 及 Sn-Bi 系无铅焊料. 电子工艺技术. 2002, 23(2):75- 76
- 55 Yutaka Tsukada Hideo Nishimura, Masao Sakane Masateru Ohnami. Fatigue Life Analysis of Solder Joints in Flip Chip Bonding. Journal of Electronic Packaging. 2000, 12:207-213

- 56 王军. 损伤力学的理论与应用. 科学出版社. 1997:59~64
- 57 Wiese S, Schubert A, Walter H, Dukek R, Feustel F, Meusel E, Michel B. Constitutive behaviour of lead-free solders vs. lead-containing solders-experiments on bulk specimens and flip-chip joints, Orlando, FL, USA, 29 May-1 June 2001,890-902
- 58 Qian Zhang, Abhijit Dasgupta, Peter Haswell. Viscoplastic Constitutive properties and energy-partitioning model of lead-free Sn3.9Ag0.6Cu solder alloy. 53rd Electronic Components and Technology Conference. Proceedings, New Orleans, LA, USA, 2003, 1862-8

攻读硕士学位期间所发表的论文

- 1 Na Liu, Xiaoyan Li, Yongchang Yan. Investigation on fatigue-creep interaction damage model for SnAgCu Solder Joint. 2008 International Conference on Electronic Packaging Technology & High Density Packaging, 2008,EI(10205925).
- 2 Xiaoyan Li, Yongchang Yan, Na Liu. Study of Plasticity Damage Mechanics Constitutive Model for SnAgCu Solder Joint. 2008 International Conference on Electronic Packaging Technology & High Density Packaging, 2008,EI(10205926).
- 3 刘娜, 李晓延, 严永长.无铅焊料的本构关系及基于能量的焊点寿命预测.材料科学与工艺, 已录用。
- 4 Xiaoyan Li, Yongchang Yan, Na Liu. FEM Analysis of SnAgCu Solder Joint in Flip Chip.IPFA. 已收录。

致 谢

本论文是在导师李晓延教授的悉心指导下完成的。导师学识渊博，为人谦和，其严谨的治学态度，精益求精的科学态度，以及对学术敏锐的洞察力使我受益匪浅。在读硕士学位期间，导师对我谆谆教诲，对课题研究提供了很多极有价值和创新性建议。导师夜以继日的工作精神也让我钦佩不已。在此，对导师多年来对学生的培养和教诲表示崇高的敬意和衷心的感谢！

本研究得到了国家自然科学基金项目（No：50871004）、北京市自然科学基金项目（No：2082003）的支持，在这里表示衷心的感谢。

攻读硕士学位期间，史耀武教授、雷永平教授、郭福教授、夏志东教授、杨晓华老师、林健老师、吴中伟老师、张冰冰老师、宗斌老师、王二平老师给给予了精心的指导和帮助，作者在此一并表示感谢！

在试验和计算过程中得到了严永长博士、马力博士、付斌友博士、郝虎博士、张宁博士、何洪文、陈振华博士、肖慧博士、王勇硕士、刘彬硕士、王琴硕士、周永馨硕士、王振强硕士、张志政硕士、李广东硕士、董文兴硕士、安树春硕士、高晨硕士的热心帮助，此外左新浪硕士、崔英亚硕士、林延勇硕士、祝蕾硕士、王燕硕士等也给予了很大的帮助，在此谨向他们致以深深的谢意！

最后，感谢父母、家人和朋友对本人学习和生活上的支持和关爱！

刘 娜

2009年4月