

摘 要

传统疲劳设计观点认为,疲劳试验只要做到 10^7 周次的应力循环,就可以满足机械和工程结构的安全使用。可是近年来,随着现代机械向高速和大型化方向的发展,许多机械和工程结构,如高速铁路的机车车辆结构及零部件、钢轨、发动机零部件等在承受 $10^7 \sim 10^9$ 周次应力循环载荷后的超高周区域,疲劳破坏仍然发生。因此,传统的疲劳设计规范和寿命预测方法已经不能满足超高周区域机械设备的使用要求,超高周疲劳行为和试验方法的研究已经成为疲劳研究者必须面临的一项重要课题。

本文以强度等级较高的GCr15轴承钢为研究对象,以旋转弯曲和常规轴向加载疲劳试验为主,超声疲劳试验为辅的试验方法,开展了 $10^7 \sim 10^{10}$ 寿命范围的超高周疲劳行为的研究,具体表述如下:

使用电子显微镜和 Leica 光学显微镜对裂纹萌生位置及其附近的特征进行了详细观察,分析了 GCr15 轴承钢在三种试验下的裂纹萌生机制,可以分为表面裂纹萌生机制和内部裂纹萌生机制。

得到了该材料在三种试验下的疲劳 $S-N$ 曲线,比较分析了三种试验下的疲劳 $S-N$ 曲线的特征,同时验证了旋转弯曲疲劳 $S-N$ 数据能较好的服从威布尔分布,得到了该材料旋转弯曲疲劳 $P-S-N$ 曲线。

使用 SEV 预测方法预测了该材料的最大夹杂尺寸,同时使用 Murakami 方程推定了该材料的疲劳强度。

通过对裂纹的萌生位置的初期应力强度因子幅值 ΔK_{ini} 的计算,分析了裂纹萌生及扩展的断裂力学条件。

通过旋转弯曲、超声和常规轴向加载疲劳试验结果的比较,考察了旋转弯曲与常规轴向加载疲劳强度的等效性,明确了超声加载频率、温度等因素对疲劳 $S-N$ 曲线特性和裂纹萌生机制的影响。

讨论了超高周疲劳试验方法的可行性,具体分析了常规疲劳试验方法和超声疲劳试验方法的适用范围。

最后,在总结工作的基础上,对于今后的研究思路和研究方向提出了建议。

【关键词】 GCr15 轴承钢; 超高周疲劳; $S-N$ 曲线; $P-S-N$ 曲线; 裂纹; 夹杂

Abstract

Conventional fatigue design point considers that fatigue test as long as endure stress circulation of 10^7 cycles can meet the safety activity of the mechanism and engineering structure. But with the high-speed and large-scale development of modern mechanism in recent years, many mechanism and engineering structure still can take place fatigue failure in ultra-long life regime exceeding $10^7 \sim 10^9$ cycles. So conventional fatigue design standard and life prediction method already don't meet the activity acquire of mechanism equipment in ultra-long life regime. The study of test method and fatigue behavior in ultra-long life regime already becomes an important task that the fatigue researchers must face.

Fatigue behavior in ultra-long life regime (about $10^7 \sim 10^{10}$ cycles) of high strength bear steel- GCr15 is studied by using the conventional rotary bending test and axial load test mainly and by using ultrasonic fatigue test secondly. Specifically explain as follows:

The fatigue crack initiation place and vicinal mark are observed by SEM and OM in detail. The fatigue crack initiation mechanism of GCr15 bear steel is analyzed and can be classified into two crack initiation mechanisms, one is called surface crack initiation mechanism, and the other is called internal crack initiation mechanism.

The material' fatigue $S-N$ curve in three tests is obtained and analyzed. Simultaneously, rotate bent test data is better followed by the weibull distribution and the material' fatigue $P-S-N$ curve in rotary bending test is obtained.

Prediction method of SEV is adopted to estimate the maximum inclusion size and the fatigue strength of GCr15 bear steel is estimated by the Murakami equation.

Through the calculation of stress intensity factor- ΔK_{ini} in crack initiation place, the fracture mechanics condition of crack initiation and propagation is analyzed.

Through the comparison of the test results in rotary bending test conventional axial load test and ultrasonic fatigue test, the equivalence of rotary

bending and conventional axial load fatigue strength is realized and the character of fatigue $S-N$ curve and the crack initiation mechanism is influenced by the some factors, such as ultrasonic load frequency and temperature.

The feasibility of test method in ultra-long life regime is discussed and the appliance range of the conventional fatigue test method and the ultrasonic fatigue test method is analyzed.

Finally, on the base of work generalization, the research thinking and direction in the future is suggested.

Key Words: GCr15 bear steel; ultra-long cycle fatigue; $S-N$ curve; $P-S-N$ curve; inclusion; crack

第 1 章 绪论

疲劳 (Fatigue) 这个词起源于拉丁文的“fatigue”一词,意思是“疲倦”。虽然它通常指人们的身心劳累,但现在也成为工程词汇表中被广泛接受的术语,用以表达材料在循环载荷作用下的损伤和破坏。日内瓦的国际标准化组织 (ISO) 在 1964 年发表的报告“金属疲劳试验的一般原理”中,给疲劳下了一个描述性的定义:“在应力或应变的反复作用下,导致金属材料开裂或破坏的性能变化叫做疲劳”。这一描述也普遍适用于非金属材料。

疲劳破坏是机械零部件早期失效的主要形式。它包括仅有外加应力或应变波动造成的机械疲劳;循环载荷同高温联合作用引起的蠕变-疲劳;循环受载部件的温度变动时引起的热机械疲劳(即热疲劳与机械疲劳的组合);在存在侵蚀性化学介质或致脆介质的环境中施加反复载荷时的腐蚀疲劳;载荷的反复作用与材料之间的滑动和滚动接触相结合分别产生的滑动接触疲劳和滚动接触疲劳;脉动应力与表面间的来回相对运动和摩擦滑动共同作用产生的微动疲劳等等。据统计,约有 80% 以上零部件失效是由这几种疲劳引起的,其中大多数是突然断裂。

随着现代机械向高速和大型化方向发展,许多零部件在高温、高压、重载和腐蚀等恶劣工况下运行,疲劳破坏事故更是层出不穷。因此,研究机械零部件的疲劳强度和推广疲劳设计,对提高机械产品的使用可靠性和使用寿命有着十分重要的意义。

1.1 疲劳研究的回顾

关于材料疲劳的研究可以追溯到 19 世纪上半叶。随着蒸气机车和机动运载工具的发展以及机械设备的广泛应用,运动部件的破坏经常发生。破坏往往发生在零部件的截面突变处,破坏处的名义应力不高,低于材料的强度极限和屈服极限。比如早在 1842 年,法国凡尔赛的机车脱轨重大伤亡事故,其原因就是由于机车前轴的疲劳破坏引起的。针对各种金属和非金属、脆性材料和延性材料,以及单一材料和复合材料在不同环境中出现的疲劳破坏现象,众多的科学家和工程师进行了深入的研究,并且做出了开拓性的贡献。

十九世纪初期,一位德国工程师 Albert (1829) 开始了对金属疲劳的最初研究,他对用铁制作的矿山卷扬机焊接链条进行了反复的加载试验,以校验其可靠性。

1839年, 法国的工程师Poncelent首先采用了“疲劳”这一术语, 用来描述材料在交变载荷下承载能力逐渐耗尽以致最终断裂的破坏过程。

1843年, 英国机械工程师学会提出了所谓的疲劳“晶化理论”。认为导致最终疲劳破坏的原因是作为材料基础的微观结构发生晶化的结果。

直到1847年, 德国工程师Wöhler对金属的疲劳进行了比较深入和系统的研究。1850年, 他设计了第一台疲劳试验机, 用来进行全尺寸机车车轴的疲劳试验。之后, 他又研制出许多种形式的疲劳试验机, 并首次用金属试样进行了疲劳试验。并且在1871年发表的论文中, 系统论述了疲劳寿命与循环应力的关系, 提出了利用 $S-N$ (应力—寿命) 曲线来描述疲劳行为的方法, 并且提出了“疲劳极限”的概念, 确定了应力幅是疲劳破坏的决定性因素, 奠定了高周疲劳 (长寿命, $N_f=10^4\sim 10^7$ 周次) 的基础。

1870~1900年期间, 德国工程师Gerber (1874) 开始研究疲劳设计方法, 讨论了平均应力对疲劳强度的影响, 提出了考虑平均应力影响的疲劳寿命设计计算方法, 建立了Gerber抛物线模型。英国的Goodman也讨论了类似的问题, 提出了著名的Goodman简化模型。

1884年, Bauschinger在验证Wöhler的疲劳试验时, 发现了在循环载荷下弹性极限降低的“循环软化”现象, 引入了应力—应变滞后回线的概念, 并命名为“Bauschinger”效应。

1886年, Lanza进行了比例弯扭复合加载试验, 对多轴疲劳问题进行了初步研究。

到了20世纪初期, Basquin (1910) 提出了用指数函数的方法描述金属 $S-N$ 曲线的经验规律, 提出了著名的Basquin模型。同年, Bairstow在金属循环硬化和软化的早期研究中也做出了有意义的贡献, 他通过多级循环试验和测量滞后回线, 给出了有关形变滞后的研究结果, 并指出形变滞后与疲劳破坏的关系。

1926年, 英国的Gough发表了《金属的疲劳》一书, 系统而详细地讲述了金属疲劳机制的研究结果。

1930~1950年期间, 疲劳已发展成为一个重要的科学研究领域, 这一时期的研究工作主要集中在金属的腐蚀疲劳 (Haigh, 1917; McAdam, 1926; Gough, 1933) ^[1], 疲劳破坏的累积损伤模型 (Palmagran, 1924; Miner, 1945) ^[2], 单向形变和循环形变的缺口效应 (Neuber, 1946) ^[3], 变幅疲劳 (Langer, 1937) ^[4], 以及材料强度统计理论 (Weibull, 1939) ^[5]。

到了20世纪中后期,美国国家航空管理局NASA研究所的Manson和Coffin (1952)在大量试验数据的基础上提出了表达塑性应变和疲劳寿命关系的Manson-Coffin方程^[6],奠定了低周疲劳($N_f=10^3\sim 10^4$ 周次)的基础。

1961年,Neuber开始用局部应力应变的方法研究疲劳寿命的问题,提出了“Neuber法则”^[7]。

1963年,在断裂力学方法的基础上,发展出了损伤容限设计,使断裂力学和疲劳这两门学科逐渐结合起来。

20世纪60年代后期,随着统计学应用于疲劳试验和疲劳设计,可靠性设计(也叫概率疲劳设计)应运而生,它将概率统计与疲劳设计方法相结合,考虑载荷、材料强度、几何尺寸等随机变量,研究它们的分布规律,然后在静强度、疲劳强度和损伤容限三种设计方法的基础上,运用概率统计方法进行计算,得出更加符合实际的结果。

1971年,Wetzel在Manson-Coffin方程的基础上,提出了根据应力-应变分析估算疲劳寿命的一整套方法,命名为局部应力-应变法^[8]。

在研究抗疲劳设计方法的同时,由于显微观测技术的不断进步,人们通过金相显微镜、光学显微镜以及电子显微镜的使用,对于循环形变、疲劳裂纹萌生扩展机制的了解也取得了长足的进展。

早在20世纪初,Ewing和Rosenhain(1900),以及Ewing和Humfrey(1903)通过金相显微镜研究瑞典铁的疲劳,首先指出了滑移带在裂纹形成的过程中起到的重要作用。并且在他们的著作中对微观裂纹慢速扩展所引起的金属疲劳作了描述,但这时还没有提出可进行定量处理的有关疲劳破坏模型的数学框架。

1921年,Griffith用玻璃研究脆断的理论和试验,奠定了断裂力学的基础,被称为“断裂力学之父”^[9]。

1957年,Irwin^[10]开拓性的研究指出,用一个称做应力强度因子的标量 K 来表示裂纹尖端应力奇异性的的大小,来描述疲劳裂纹的扩展。

1961年,Paris, Gomez和Anderson首次指出^[11],在恒幅循环加载中,疲劳裂纹在每个应力循环过程中的扩展量 da/dN 与应力强度因子幅值 ΔK 有关,为线弹性断裂力学方法的形成奠定了基础。

1963年,Paris在断裂力学方法的基础上,提出了估算裂纹扩展规律的著名关系式—Paris公式^[12]。直到今天,由于其有效性,仍然被广泛的应用。

1970年,Elber从理论解释了试验中所观察到工程材料的疲劳裂纹扩展阻

力^[13]。他指出,即便受到循环拉伸载荷的作用,疲劳裂纹也能够保持闭合状态。在以后的几年间,Ritchie、Suresh和Moss对不同类型的裂纹屏蔽过程进行了研究,提出了“塑性诱发裂纹闭合”机制^[14]。使人们真正认识到疲劳裂纹扩展速率不仅与的 ΔK 有效值有关,而且与加载历史和裂纹尺寸有关。

1975年,Pearson首先明确提出了所谓的“短裂纹问题”^[15],他指出,在远场 ΔK 相同时,疲劳小裂纹(长度小于几个毫米)的扩展速率往往明显高于长裂纹(几十毫米长)的扩展速率。此外,尺度同特征微观组织结构尺寸相当或比之更小的疲劳裂纹,其扩展速率常常随裂纹长度的增加而下降。该问题对由实验室小尺寸试样的试验数据来进行大型结构设计的设计方法的发展有重大的影响。

总之,虽然恒定循环应力幅作用下的疲劳破坏时疲劳基础研究的主要内容,但由于工程应用中的服役条件不可避免地含有变幅载荷谱、腐蚀环境、低温或高温以及多轴应力状态,因此建立能够处理这些复杂服役条件下的可靠寿命预测模型是今后疲劳研究中的一个重点。

1.2 超高周疲劳研究的提出

前面介绍的研究工作都是针对低周疲劳(*low cycle fatigue*, LCF)和高周疲劳(*high cycle fatigue*, HCF)问题,即使是高周疲劳,其载荷循环周次也不超过 10^7 。而实际的机械和工程结构,如高速铁路的机车车辆结构及零部件、钢轨、桥梁、发动机零部件和海洋结构等承受 10^7 甚至到 10^9 以上的循环载荷作用也并不少见,航空航天设备甚至要承受高达 10^{12} 的高频振动。可见现在的疲劳试验研究的加载周次已经远远少于机械和工程结构承受的循环载荷周次。存在这种现象主要有以下两个原因:

第一、传统疲劳极限概念的指导。由于过去制造机械和工程结构基本用的都是钢铁材料,而这些材料一直被认为具有疲劳极限并且在 10^6 次左右的应力循环表现出来,从保证疲劳可靠性的观点考虑,疲劳试验只要做到 10^7 次的应力循环,就可以满足机械和工程结构的安全使用。

第二、试验设备的限制。某些非钢铁材料,如钛、铝合金不存在疲劳极限,但要完成 10^7 以上应力循环的疲劳试验需要较长的时间和较高的费用。由于循环载荷特征、外部环境、材料表面状况、温度以及试验样本个性行为导致疲劳数据的分散性(尤其在HCF阶段),需要大量的试样来获得疲劳寿命和了解疲劳破坏机理。即使在30Hz频率下,完成一个试样 10^7 周次的疲劳试验也需

要近4天的时间。在没有加速疲劳试验设备的条件下,疲劳试验一般只做到 10^7 周次。因此,目前的高周疲劳设计规范只能以 10^7 周次的疲劳试验为基准制定。

可是最近十几年来却发现,高强度钢、表面改性钢、合金钢、铸铁和碳钢等钢铁材料在交变载荷超过 10^7 周次作用后,疲劳破坏仍然发生^[16-23],这使得疲劳研究者不得不重新考虑疲劳的本质问题。1998年6月,很多的疲劳研究者汇集在巴黎参加 Euromech Colloquium 382 会议,讨论在交变载荷作用周次超过 10^7 后的超高周区域,材料仍然发生疲劳失效的问题,提出了金属材料超高周疲劳研究的崭新课题。法国著名疲劳专家 Bathias 总结了最近超高周疲劳研究成果^[24-28],把发生在 10^6 周次以前的受表面裂纹萌生机制控制的疲劳,称作 Mega-fatigue;把发生在 $10^6 \sim 10^9$ 周次内受内部裂纹萌生机制(多数钢铁材料)和低于门槛值的极低速的表面裂纹扩展机制(低碳钢和一部分钛、铝等轻金属合金)控制的疲劳,称作 Giga-fatigue。Giga-fatigue 破坏的发生,说明低于传统的疲劳极限的应力仍然会引起疲劳破坏,以传统的疲劳极限作为承受 10^7 周次以上交变载荷的机械和结构的设计基准是危险的。因此,超高周疲劳行为和试验方法的研究逐渐成为疲劳研究必须面临的一项重要课题。

1.3 超高周疲劳研究的现状

1.3.1 国外的研究现状

超高周疲劳,或者说在传统意义的疲劳极限之下发生的疲劳断裂现象,首先是在高强钢和表面强化钢中发现的。

1982~1989年,日本的 Naito^[16]、Masuda^[17-18]、Asami^[19]等使用频率 50Hz 的旋转弯曲疲劳试验机分别对渗碳处理的 Cr-Mo 钢、渗碳处理的 Cr 钢和 Ni-Cr-Mo 高强度钢进行了 $10^7 \sim 10^9$ 周次应力循环的疲劳试验研究,发现这些材料在 10^7 周次以前,疲劳裂纹萌生于表面,在 10^7 周次以后,疲劳裂纹萌生于内部非金属夹杂物,并伴有鱼眼裂纹特征。这些材料的 $S-N$ 曲线为阶梯下降的形状,传统的疲劳极限出现在 10^7 周次以前,是受表面裂纹萌生及扩展机制控制的。

1990~1997年, Kuroshima^[21]和 Nakamura^[22]等对几种高强度钢从表面破坏(由表面裂纹引起的)向内部破坏(内部裂纹引起的)的转移条件进行了研究,研究的结果表明材料的表面状态对转移应力幅值有着一定的影响。Kuroshim 等^[29]还尝试推测内部裂纹的萌生时期,指出了表面与内部两种破坏

的寿命差异可能与裂纹扩展的环境有关, 即表面裂纹扩展是在空气中发生, 而内部的扩展是在真空中发生。

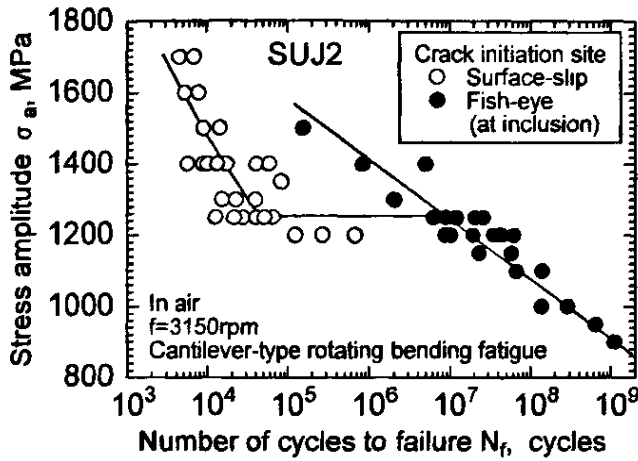


图 1-1 Shiozawa 得到的高碳铬轴承钢的疲劳 $S-N$ 曲线

1997 年以后, 超高周疲劳行为的研究受到日本更多研究者们的关注。Sakai 教授代表日本材料强度概率模型研究会, 组织了十几所大学的疲劳研究者使用相同形状的试样和为此项研究而开发的 52.5Hz 四连式旋转弯曲疲劳试验机(可同时进行四根试样的试验)^[27]和 80Hz 四轴拉压疲劳试验机(可同时进行四根试样的试验)^[30], 开展了三个不同强度等级的高强度钢(高碳铬轴承钢(JIS SUJ2, HV=778)、Ni-Cr-Mo(JIS SNCM439, HV=639)和高温回火的 Cr-Mo(JIS SCM435, HV=328, 相当于我国的 35Cr-Mo 钢)钢的 10^7 - 10^9 超高周疲劳的 $S-N$ 曲线特性、概率模型和破坏机理的研究, 在日本掀起了超高周疲劳研究的热潮。

系列的研究结果^[27, 31-38]表明, SUJ2 钢和 SNCM439 钢都具有表面破坏和由夹杂物引起的内部破坏(鱼眼型)的两条 $S-N$ 曲线, 图 1-1 给出了日本富山大学 Shiozawa 教授得到的高碳铬轴承钢(JIS SUJ2)的疲劳 $S-N$ 曲线。在相同的应力水平下, 当两种破坏机制共存时, 传统的单一的概率统计模型无法描述试验数据的分布规律, 发展新的概率模型是疲劳可靠性研究面临的课题^[39]。对于强度相对较低 SCM435 钢的旋转弯曲疲劳试验结果^[40], 却只出现了表面裂纹萌生机制的一条 $S-N$ 曲线, 尽管试样大部分在 10^7 周次以前发生折断, 但在略低于疲劳极限的应力幅作用下, 在 5×10^8 周次以上仍有试样折断, 这意味着低于门槛值的极低速的表面裂纹扩展现象的存在。由于该项研究对 SCM435 钢的超高周区域旋转弯曲疲劳数据积累的不多, 也没有报道受

尺寸效应（无应力梯度）影响相对较小的拉压疲劳试验的结果。那么对于旋转弯曲试验在 10^9 周次附近及以上的寿命区和对于拉压疲劳试验在 10^7 周次以上的寿命区，是否会出现内部夹杂物引起的内部疲劳破坏目前还不清楚。考虑夹杂物的影响，明确高强度钢内部破坏发生的临界应力和材料强度等级的关系是今后钢铁材料超高周疲劳研究的一项重要研究课题。

按照线弹性断裂力学的理论，一般低于门槛值对应的较小尺度的内部夹杂物周围不会形成可扩展的裂纹，可是对于强度等级相对较高的高强度钢则不然。这已成为疲劳断裂研究者关心的一个热点。Murakami 等^[41,42]使用金属显微镜和原子力显微镜详细地观察了低温回火的 Cr-Mo 钢(JIS SCM435)的 Giga-fatigue 破坏的断口，发现萌生内部裂纹的夹杂物周围，存在一个粗糙形貌的区域（ODA, Optically Dark Area）。Murakami 等认为在材料的制造过程中夹杂物捕获了氢，ODA 是氢在长期的交变应力作用下形成的氢脆破坏，它是材料内部环境因素引起的。当裂纹成长的第一阶段完成后，氢的作用消失，断口上才出现通常的平滑疲劳裂纹。Furuya 等^[43]在研究加载频率对高强度钢疲劳行为的影响时发现，加载频率对 ODA 的大小没有影响，他们认为 ODA 的形成可能与氢有关，但破坏机理与氢脆不同。Shiozawa 等^[33,34,37]使用电子显微镜、金属显微镜和电子探针显微镜等观察了高碳铬轴承钢和 Ni-Cr-Mo 合金钢的 Giga-fatigue 破坏断口时也发现了同样的现象。Shiozawa 等^[44]还发现，夹杂物周围形成的粗糙区是组织中碳化物从基体剥离引起的，但碳化物的剥离机理还不清楚。在超高周疲劳研究被提出以前，Murakami 方程一直被用于评估由夹杂物和缺陷等引起疲劳破坏的高强度钢和合金钢的疲劳强度，并被纳入日本的疲劳设计规范。可是研究证明^[33,34]，在 Giga-fatigue 区，对于带有 ODA 的夹杂物，使用 Murakami 方程评估材料超高周疲劳强度是偏于危险的。

使用常规疲劳试验机去完成超高周疲劳的研究需要更多的时间和费用，更不可能完成 10^9 周次以上的疲劳试验。于是以 Bathias 和 Stanzl-Tschegg 为代表的欧洲学者，开发了 20~30kHz 的超声疲劳试验机。从 1990 年开始，Bathias 等开始对多种金属包括钛合金（环境温度效应^[45]、裂纹扩展行为^[46]和组织影响^{[47][48]}）、镍基合金（高温裂纹的萌生与扩展行为^[49]）和各种钢铁材料^{[50]-[54]}（球墨铸铁、低碳钢、弹簧钢、轴承钢、轨道钢和不锈钢等）对寿命范围从 $10^9 \sim 10^{10}$ 次的疲劳行为进行了系统的研究，提出了金属材料在超高周区域不存在传统的疲劳极限^[24,28]。在同一时期，Stanzl-Tschegg 等对钛、

铝合金在超高周区域的裂纹扩展行为进行了研究。Stanzl-Tschegg 总结了这些研究成果^[55,56]后指出, Giga-fatigue 寿命区的表面裂纹扩展速度极低, 低于传统定义的门槛值的裂纹扩展速度, 并且裂纹扩展是不连续的; 在真空环境下超声疲劳的表面裂纹扩展速度与常规疲劳试验的裂纹扩展速度相同; 在裂纹扩展的过程中空气是有害的, 它加快了裂纹扩展速度。超声疲劳试验机的开发, 不仅为材料的超高周疲劳研究提供了方便, 而且也使 10^9 周次以上的疲劳试验成为可能。但由于加载频率效应的影响, 目前只能用于定性研究, 还不能完成定量研究。由于超高周疲劳裂纹大多发生在材料内部, 所以对超声疲劳引起的加载频率和试验材料发热对超高周疲劳性能的影响的阐明非常困难, 目前还未见关于这方面的系统研究成果的报导。由于超声试验存在上述缺点, 于是, MTS 公司和日本的路宫制作所分别开发了 1000kHz 的油压和 300~600kHz 电磁力超高频疲劳试验机, 但基于这类试验机的相关研究成果报导很少, 300~1000kHz 的加载是否存在加载频率和试样发热影响还不清楚。另外, 目前疲劳研究者们使用的超声疲劳试验机基本都是各自开发的, 超声疲劳试验标准还需要统一。

综上所述, 超声疲劳研究因该在统一的试验标准下进行, 在保证对试验材料进行有效的冷却条件下, 必须考虑加载频率的影响, 才能保证试验结果的准确性。在没有掌握加载频率和试验材料发热对超高周疲劳性能的影响规律的情况下, 高频和超声疲劳试验研究应该在可能的寿命范围内 ($N \leq 10^9$ 次) 与常频试验结果进行对比研究。

1.3.2 国内的研究现状

我国是继日本、欧洲国家(法国、奥地利、德国等)和美国后, 开展超高周疲劳研究比较早的国家, 1990~2000 年期间, 我国的疲劳研究者有 20 多人曾先后在法国 Bathias 的实验室留学和工作过, 例如, 北京航空航天大学倪金刚、西南交通大学的孔祥安、西北工业大学的陶华、薛红前和四川大学王清远等, 他们为超声疲劳的研究做了很多重要的工作, 取得了大量的研究经验^[57-61]。

2000 年以后, 随着国内对超高周疲劳研究的重视, 超声疲劳的研究取得了一定的进展。中科院沈阳金属所的张继明等^[62]开展了有、无夹杂物的高强度结构钢 42Cr-Mo 和含有不同尺寸夹杂物的汽车用弹簧钢 Si-Cr-V 的超高周疲劳研究, 阐明了有、无夹杂物和夹杂物尺寸对高强度钢疲劳裂纹萌生的影响。另外, 该所的许道奎等研究了结构用挤压加工美合金 ZK60 的超高周疲

劳行为, 阐明了材料的 $S-N$ 曲线特性和疲劳裂纹萌生行为^[63]。西北工业大学薛红前, 于 2006 年在中法联合培养下, 完成了关于“超声振动载荷下材料的超高周疲劳性能研究”的博士论文^[64]。论文以球墨铸铁 GS51、合金结构钢 D38MSV5S、铸铝 2-AS5U3G-Y35 和 TiAl 基合金为研究对象, 详细的研究了这些材料超高周疲劳行为和不同加载条件对疲劳性能的影响。论文指出, 超声频率和较高的加载应力幅值会引起材料内部温度的升高, 是影响疲劳寿命的主要原因; 改进试样形状可以减轻材料内部温度的升高。但如何通过适当的冷却手段解决超声疲劳试验中试样发热等问题却没有提及。西南交通大学的王弘等也应用超声疲劳技术, 对 50 钢和 40Cr 钢进行了超高周疲劳的研究, 分析了缺口应力集中和平均应力对钢疲劳性能的影响, 提出了描述超高周疲劳裂纹萌生的“点缺陷沉淀机理”^[65]。

为了避免超声频率和试样发热带来的问题, 中科院力学所的周承恩等使用了 52.5Hz 四连式旋转弯曲疲劳试验机研究了 GCr15 轴承钢超高周疲劳行为^[66], 但该研究没有对裂纹萌生行为作深入的考察, 也没有与同牌号国外钢的既有的研究结果进行比较, 因此, 对以 GCr15 轴承钢为代表的高强度钢性能改进的条件尚不清楚。

最近十几年以来, 我国在航空、航天和高速铁路建设领域发展迅猛, 急需解决金属材料超高周寿命区的抗疲劳问题, 只有系统的开展金属材料的超高周疲劳的研究, 才能保证现代机械和大型结构长期使用的安全可靠, 也能对现有的高龄化机械和结构的剩余寿命做出安全可靠的评估。

1.3.3 当前超高周疲劳研究面临的课题

通过前面对疲劳研究的回顾和超高周疲劳研究现状的分析可以看出, 超高周疲劳研究刚刚起步, 存在很多不清楚的科学问题, 急待解决的问题列举如下:

- 高可靠性加速疲劳试验机的开发和试验方法的确立
- 金属材料超高周疲劳试验数据的积累和数据库的建立
- 金属材料超高周疲劳的内部裂纹萌生及扩展机理的阐明
- 变幅载荷作用下金属材料疲劳累计损伤机理的阐明、损伤模型及寿命评估方法的建立
- 金属材料超高周疲劳可靠性设计方法的建立

1.4 本论文的主要工作

本研究使用 52.5Hz 四连式旋转弯曲疲劳试验机、RUMUL-250KN 高频疲劳试验机以及 20KHz 超声疲劳试验机,选择了高强度轴承钢—GCr15 为研究对象,开展了 $10^7 \sim 10^{10}$ 寿命范围内的超高周疲劳行为的研究。

1.4.1 研究目的

作为高强度钢超高周疲劳行为研究的一个环节,以本课题组最初开展的日本产高碳铬轴承钢JIS-SUJ2的超高周旋转弯曲疲劳研究成果^[33]为基础,通过对同牌号的国产高碳铬轴承钢GCr15轴承钢超高周疲劳行为的比较研究,积累GCr15轴承钢的超高周疲劳性能数据,明确GCr15轴承钢的超高周疲劳 $S-N$ 曲线、裂纹萌生特性和试验数据的分布规律,比较SUJ2和GCr15轴承钢的旋转弯曲疲劳性能的共性和差异,为GCr15轴承钢疲劳性能的改进和安全性可靠性高的高强度钢的开发提供重要信息,也为GCr15轴承钢疲劳的疲劳设计提供科学依据;另外,通过实施旋转弯曲、常频和超声频率的轴向拉—压加载的超高周疲劳试验研究,阐明超声加载带来的频率和温度对疲劳行为的影响,并以此为基础,探讨高强度钢超高周疲劳试验方法的可行性,为高强度钢超高周加速疲劳试验方法的确立打下基础。

1.4.2 论文的组成及技术路线

本论文由五章组成,第1章是绪论,重点讲述了疲劳研究的回顾,超高周疲劳研究现状,以及本论文的研究目的和内容;第2章讲述了 GCr15 钢旋转弯曲加载下的超高周疲劳特性;第3章讲述了 GCr15 钢在超声轴向拉—压加载下的超高周疲劳行为的研究;第4章讲述了 GCr15 钢在常规轴向拉—压加载下的超高周疲劳行为的研究;第5章讨论了 GCr15 钢超高周疲劳试验方法的可行性研究。最后对全文进行了总结,示意图如图 1-2 所示。下面对第2~5章的主要内容进行重点描述。

第2章的主要内容如下:

使用 52.5Hz 四轴旋转弯曲疲劳试验机,以 GCr15 钢为研究对象,开展了 $10^3 \sim 10^9$ 周次的旋转弯曲疲劳试验。通过对疲劳 $S-N$ 试验数据的统计评估,获得了旋转弯曲疲劳 $S-N$ 曲线和 $P-S-N$ 曲线,分析了旋转弯曲加载条件下高强度钢的 $S-N$ 曲线特征;然后使用电子显微镜和 Leica 光学显微镜详细观察了裂纹萌生位置处及其附近的典型特征,包括是否存在 ODA 现象,分析了

裂纹萌生的原因,使用断裂力学的理论分析了裂纹萌生和扩展的力学条件;基于断口观察的结果,同时测定了裂纹萌生阶段的裂纹尺寸参数,使用 SEV 预测了钢中最大夹杂和 ODA 的尺寸,推定了钢的疲劳强度。

第 3 章的主要内容如下:

使用 20KHz 超声疲劳试验机,对 GCr15 轴承钢开展了 $10^7 \sim 10^{10}$ 寿命范围内的超声轴向拉一压加载超高周疲劳行为的研究。在不同的冷却方式下,获得了其超声轴向加载疲劳 $S-N$ 曲线;然后使用电子显微镜和 Leica 光学显微镜详细观察了裂纹萌生位置处及其附近的典型特征,包括是否存在 ODA 现象,分析了裂纹萌生的原因,测定了裂纹萌生阶段的裂纹尺寸参数,使用断裂力学的理论分析了裂纹萌生的力学条件。

第 4 章的主要内容如下:

使用 RUMUL-250KN 高频疲劳试验机,对 GCr15 轴承钢开展了 $10^7 \sim 10^9$ 寿命范围内的常规轴向加载超高周疲劳行为的研究。获得了其常规轴向拉一压疲劳 $S-N$ 曲线;然后使用 Leica 光学显微镜详细观察了裂纹萌生位置处及其附近的典型特征,包括是否存在 ODA 现象,分析了裂纹萌生的原因,使用断裂力学的理论分析了裂纹萌生的力学条件;基于断口观察的结果,同时测定了裂纹萌生阶段的裂纹尺寸参数,使用 SEV 方法预测了钢中最大夹杂的尺寸,推定了钢的疲劳强度。

第 5 章的主要内容如下:

通过对旋转弯曲、超声和常规轴向拉一压疲劳试验结果的对比与分析,考察了旋转弯曲和常规轴向拉一压疲劳强度的等效性,分析了旋转弯曲疲劳试验方法和超声疲劳试验方法的使用范围。

1.4.3 创新点

- 高强度钢超声加速疲劳试验方法的可行性研究。

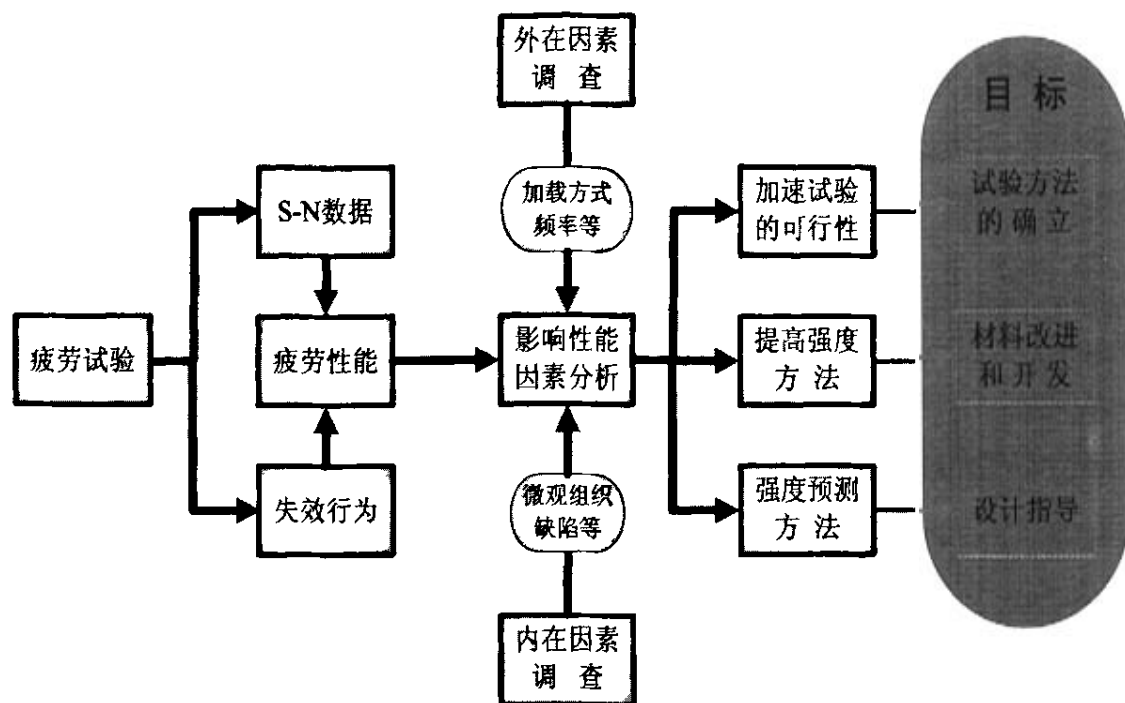


图 1-2 技术路线框图

第 2 章 GCr15 钢旋转弯曲加载下的超高周

疲劳特性的研究

在现实工况中, 旋转弯曲受载是许多机械构件或零部件的一种受载方式, 比如发动机中的曲轴, 它在高速旋转过程中, 随着预紧力的下降, 使得曲轴全长缺少均匀支撑, 从而约束放松 (即弯曲幅度增加), 产生附近的弯曲应力。一旦曲轴承受的弯曲应力超过曲轴的承受能力时, 就会因为应力集中在轴颈处产生裂纹, 最终导致曲轴断裂。针对这些构件或零部件的受载破坏形式, 只有模拟真实的载荷及环境, 对构件进行实物试验, 才能正确地评价它们真实的疲劳特性, 因此导致了旋转弯曲疲劳试验的产生。

金属旋转弯曲疲劳试验是一种常用的高周疲劳试验方法。通常材料疲劳性能的测定是在旋转弯曲疲劳试验机上进行的。这种方法的特点是设备简单、成本低, 而且经过 100 多年的试验积累, 已与材料的静强度、拉压疲劳极限和扭转疲劳极限等建立了一定的经验关系, 积累了大量的数据, 因而目前得到了广泛的采用。

前面绪论介绍了本课题组成员 Shiozawa 等使用为超高周疲劳研究开发的旋转弯曲疲劳试验机对日本产高碳铬轴承钢 SUJ2 开展了超高周疲劳行为的研究。发现了高碳铬轴承钢具有表面和内部裂纹萌生的两条 $S-N$ 曲线。此后, 我国中科院力学所的周承恩等使用同样的疲劳试验机研究了同牌号的国产高碳铬轴承钢 GCr15 超高周疲劳行为。结果表明, GCr15 钢并不具有这样的 $S-N$ 曲线特性, 且疲劳强度与 SUJ2 钢相比发生大幅度的下降, 但周承恩等并没有阐明 GCr15 钢与已发表的 SUJ2 钢的疲劳性能的差异和引起性能差异差异的因素。

本章以 SUJ2 钢的研究成果为基础, 详细地开展 GCr15 钢超高周疲劳行为的研究, 明确 GCr15 钢和 SUJ2 钢疲劳行为的共性和差异, 为以 GCr15 钢为代表的国产高强度钢性能改进和新的高强度钢的开发提供科学依据。同时为疲劳数据库的建立提供数据积累。

2.1 旋转弯曲疲劳试验

2.1.1 试验材料、试验机及试验方法

(一) 材料成分

试验材料是国产的超高强度钢—GCr15 轴承钢，化学成分如表 2-1 所示。

表 2-1 GCr15 钢的化学成分 (%)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	S	P
0.99	0.23	0.32	1.50	0.06	0.10	0.02	0.10	0.02

(二) 物理及力学性能

并且结合文献[67]得到该材料的力学性能如表 2-2 所示。

表 2-2 GCr15 钢的力学性能

材料名称	弹性模量 (GPa)	屈服强度 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	面缩率
GCr15	210	1617	2310	0.3

(三) 硬度试验

采用日本岛津产 HMV-1 维氏硬度计对试验材料进行了硬度测试。对材料表面用 2000# 砂纸进行精磨，然后使用 0.1mm 的研磨膏进行抛光，使试样表面达到镜面。试验力为 4.9N，保持时间为 30s。试验测得的菱形压痕边缘清晰、均匀、规则，且两对角线长度之差不超过对角线平均值的 5%。通过测得压痕的两对角线长度的算术平均值换算得到该材料的硬度值。材料的表面和内部硬度均匀，平均值约为 703。

(四) 试样

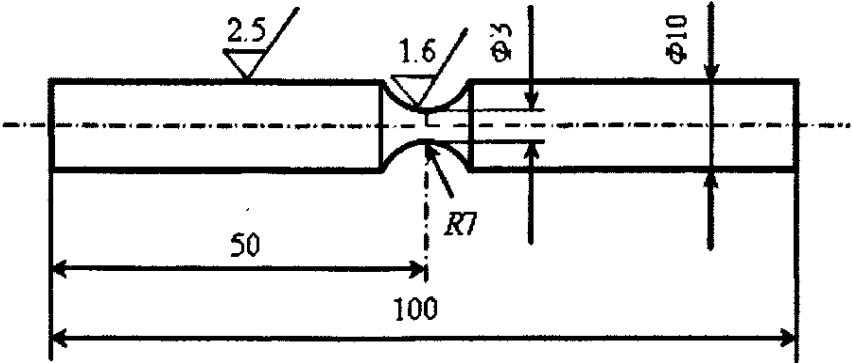


图 2-1 试样的尺寸 (单位: mm)

试样的形状为沙漏形，尺寸如图 2-1 所示，弹性应力集中系数 $K_t=1.06$ 。试样加工应严格按照疲劳试样加工工艺，要求所采用的机械加工在试样表面产生的残余应力和加工硬化应尽可能的小，表面质量应均匀一致。首先，试样由棒材切出，然后经过比预定的尺寸大 0.1mm 的旋削加工后，放入功率为 75 千瓦的电阻炉里进行热处理。热处理时，首先进行淬火，温度为 $840^{\circ}\text{C}\pm 5^{\circ}\text{C}$ ，时间是 15 分钟，接着采用 20# 的机油油冷至 200°C ，然后回火，时间为 2

个小时。热处理完成后，使用 400~2000# 的砂纸逐步研磨至图中所示尺寸，其金相组织为回火马氏体组织，组织中碳化物分布均匀，如图 2-2 所示。

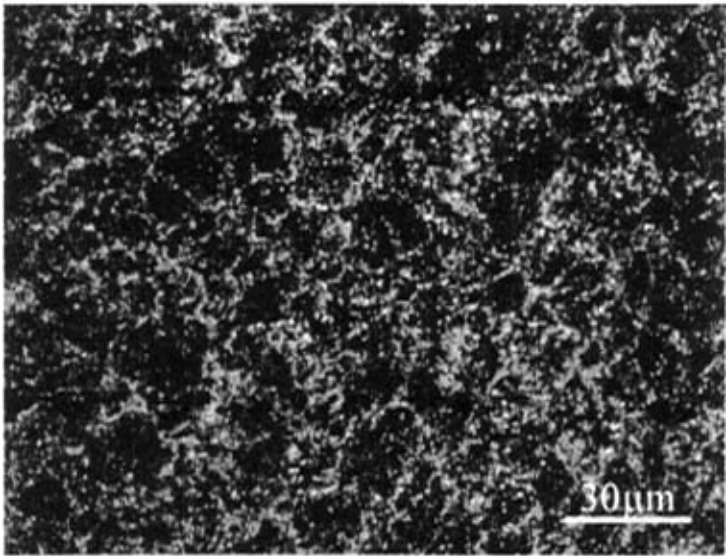


图 2-2 金相组织

(五) 试验机

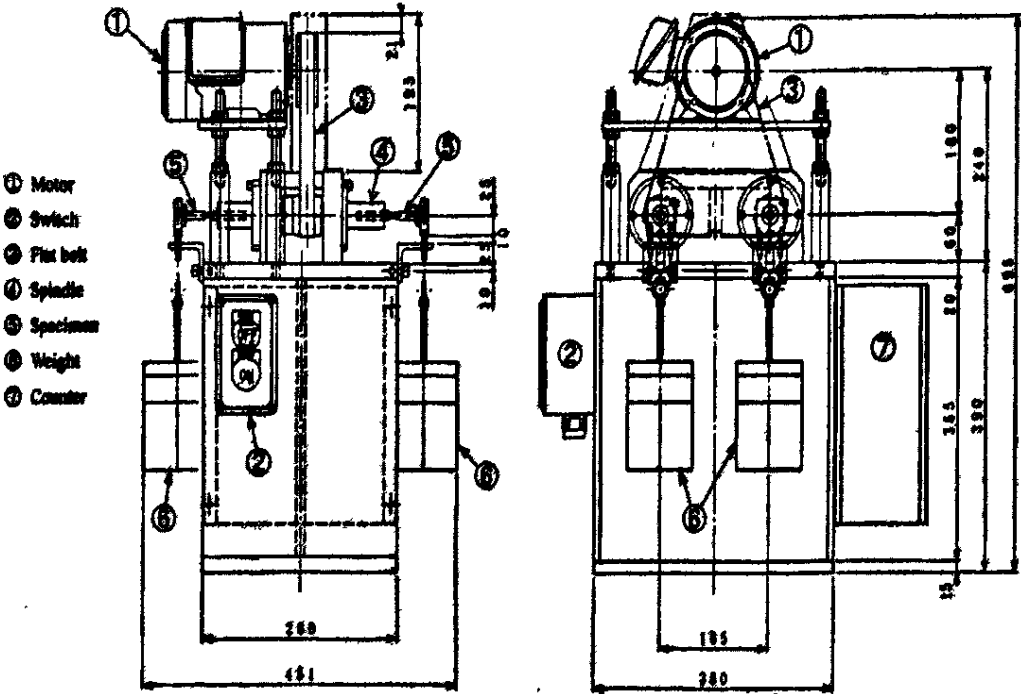


图 2-3 试验机装配图

疲劳试验机为日本的四连式悬臂梁型旋转弯曲疲劳试验机，加载频率为

52.5Hz。该试验机由日本材料强度概率模型会开发,主要由一台马达和两个主轴组成。马达的动力通过皮带传送给主轴,各主轴的两端安装试样,试样的前端装有轴承,轴承借助弹簧与加载秤砣连接,由秤砣对试样进行加载。如图 2-3 所示。

2.1.2 试验方法

由于高强度钢的疲劳寿命离散性较大,为了测定较准确的 $S-N$ 曲线,本试验采用成组的试验方法,每组 6~8 根试样。试验在室温空气中进行,应力幅 σ_a 的大小由秤砣的质量确定。作用在试样上的力即为秤砣的重量 $G=Mg$ (M 为秤砣的质量, g 为重力加速度),因此由材料力学理论可得到试样横截面上最大弯曲应力

$$\sigma_{\max}=K_t M/W \quad (2-1)$$

$$M=0.5 MgL \quad (2-2)$$

$$W = \pi d^3/32 \quad (2-3)$$

式中 M 为试样最小截面上的弯曲力矩($N \cdot m$), W 为试样截面系数(mm^3), L 为试样的长度, d 为试样最小截面直径(mm)。可以确定最大弯曲应力为

$$\sigma_{\max}=16 K_t MgL/\pi d^3 \quad (2-4)$$

加载首先从应力幅 $\sigma_a=1300MPa$ 开始,按应力 100MPa 的间隔逐渐下降,到 900MPa 结束,试验的疲劳周次在 $10^4 \sim 10^9$ 之间。

试验结束后,使用电子显微镜(SEM)和 Leica 光学显微镜(OM)详细观察试样的断口形貌,寻找裂纹源,分析断裂原因,同时使用“维士”金相分析系统对断口的裂纹萌生位置及尺寸参数进行了测量。

2.2 试验结果

2.2.1 疲劳 $S-N$ 数据

试验数据由表 2-3 给出,疲劳周次在 $10^4 \sim 10^9$ 之间,其随应力的分布情况见图 2-4。根据后面对断口观察的结果可知,疲劳裂纹萌生位置分为试样表面和内部两种,分别在图中用空心圆符号(\circ 和 \triangle)和实心圆符号(\bullet)表示。(注:表 2-3 中带“*”的序号表示裂纹萌生于表面的试验数据)

从图 2-4 可以看出,裂纹萌生于表面的试验数据,表现出在高应力幅出现的概率较高的趋势;而裂纹萌生于内部的试验数据则出现相反的趋势。两种裂纹萌生的试验数据分布于试验施加的全部应力幅范围,疲劳寿命的分散

程度较大，特别是低应力幅区裂纹萌生于内部的试验数据。

表 2-3 GCr15 钢旋转弯曲疲劳 S-N 数据

序号 (i)	应力 (MPa)	寿命 (Cycles)	序号 (i)	应力 (MPa)	寿命 (Cycles)
*1	1300	37650	18	1100	7999810
*2	1300	74230	19	1100	10555020
*3	1300	83570	20	1000	1322290
*4	1300	104960	21	1000	2232980
*5	1300	151120	*22	1000	5482780
6	1300	995080	23	1000	13160560
*7	1200	228210	24	1000	17210120
*8	1200	235710	25	1000	27122450
*9	1200	236340	26	1000	59984650
10	1200	375480	27	1000	279269010
*11	1200	776440	*28	900	21078050
12	1200	4285240	29	*900	27385660
*13	1100	846820	30	900	169081970
14	1100	1041160	31	900	267506150
*15	1100	1878000	32	900	292396520
16	1100	3373500	33	900	501643510
17	1100	3689460Δ	34	900	791202820

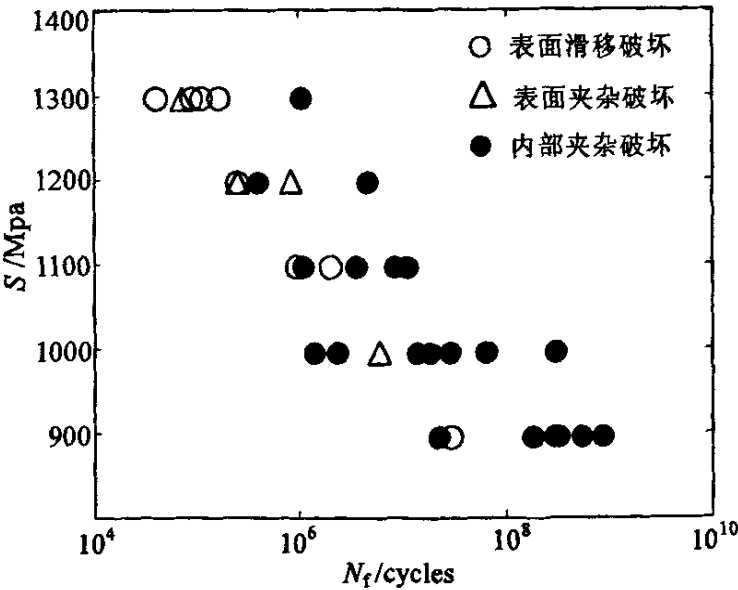


图 2-4 GCr15 钢旋转弯曲疲劳试验数据

2.2.2 断口的观察

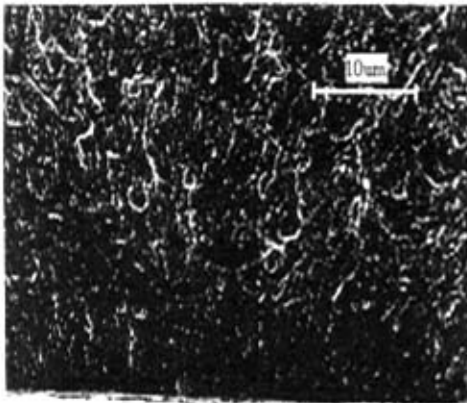


图 2-5(a) 裂纹萌生于表面晶体滑移

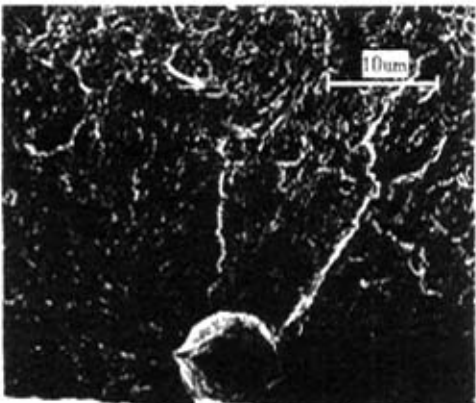


图 2-5(b) 裂纹萌生于表面夹杂

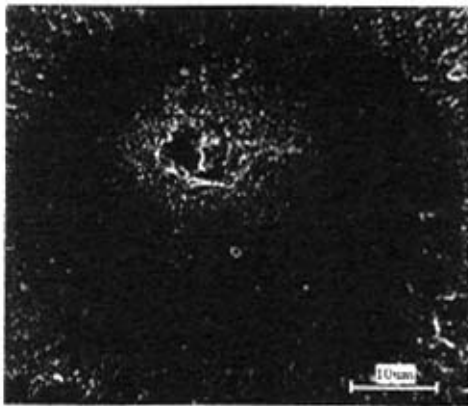


图 2-5(c) fish-eye 和 ODA
($\sigma=900\text{MPa}$, $N_f=292396520$)

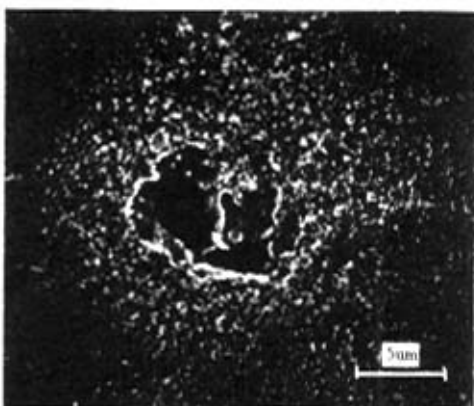


图 2-5(d) 非金属夹杂和 ODA
($\sigma=900\text{MPa}$, $N_f=292396520$)

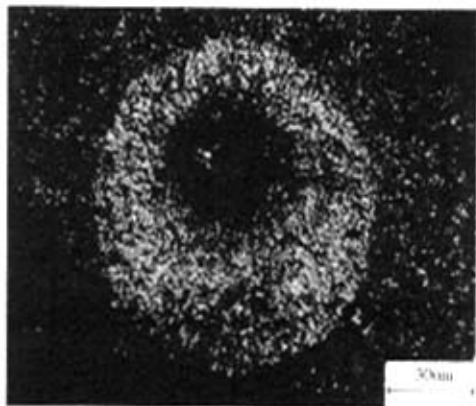


图 2-5(e) fish-eye 和 ODA
($\sigma=900\text{MPa}$, $N_f=292396520$)

图 2-5 试样断口的裂纹萌生观察图

疲劳试验后,使用电子显微镜(SEM)和 Leica 光学显微镜(OM)对试样断口进行了详细地观察,明确了断裂面上的疲劳裂纹的萌生位置及特征。

根据裂纹萌生位置的不同,试样疲劳破坏的模式可以被分成两类,一类是表面破坏模式,它的破坏是由试样表面加工伤痕诱发的晶体滑移或表面的夹杂引起的,见 SEM 图 2-5(a) 和 SEM 图 2-5(b),前者仅发生在高应力幅区,后者则发生在全应力幅范围。

另一类是内部破坏模式,它的破坏是由试样内部的非金属夹杂物引起的,并且在夹杂物的周围有“鱼眼”(“Fish-eye”)形貌特征的内部裂纹的发生,见 SEM 图 2-5(c)和 OM 图 2-5(e)。另外,在内部裂纹萌生位置的夹杂周围有一个颗粒状的白区被观察到,它和外部较平坦的裂纹区域有着明显不同的形貌,如 SEM 图 2-5(d)所示。

这个现象与日本富山大学 K.Shiozawa 教授对同牌号钢—SUJ2 轴承钢的观察结果相同,他把它命名为 GBF^[68] (granular bright facet)。同时由于该区域在光学显微镜(OM)下呈现出黑色的特征,因此日本九州大学的 Murakami 教授也把该区域命名为 ODA^[69] (optically dark area),由文献[70]可知,GBF 和 ODA 本质是相同的,由于本研究更多的使用 OM 进行断口观察,所以本文在文字叙述中将断口上夹杂物周围的粗糙区统一叫做 ODA。

结合文献[33],可以发现 SUJ2 轴承钢和 GCr15 钢的疲劳裂纹萌生机制基本相同,都是分为裂纹表面萌生和裂纹内部萌生两种破坏机制。但是两者的表面破坏的原因略有不同,SUJ2 轴承钢的表面破坏只是由试样表面晶体滑移引起的,并没有出现如图 2-5(b)所示的裂纹萌生于表面夹杂,并且 SUJ2 轴承钢的表面裂纹萌生现象只发生在高应力幅区域,而 GCr15 钢则发生在包括低应力幅在内的全应力幅区域。这种现象可能是这两种材料的夹杂物尺寸差异引起的,这一点将在后面讨论。

2.2.3 裂纹萌生及扩展尺寸的测定

在1955年,第一次报道了非金属夹杂物可以成为钢材疲劳破坏的起源^[71]。在此后的五十多年中,学者们通过不懈的研究,认识到钢中的非金属夹杂物对钢材的性能有很大的影响。尽管随着二次净化和控制技术的改进,超高强度钢的纯洁度得到了很大的提高,一定程度上减少了非金属夹杂物的大小和含量,但事实上钢中的非金属夹杂物不仅存在而且还有少量的大夹杂物。大夹杂的存在严重地影响钢的性能,特别是那些少数较大的脆性非金属夹杂^[72~74]。

表 2-4 裂纹的尺寸参数值

序号 (i)	名义应力 σ (MPa)	真应力 σ_{at} (MPa)	夹杂深度 $d_{inc}(\mu m)$	夹杂大小 (μm)	ODA 大小 (μm)
6	1300	1285.52	16.13	8.82	11.30
8	1200	1193.09	0	15.39	—
9	1200	1192.27	0	16.45	—
10	1200	1193.33	0	16.30	—
14	1100	1051.54	66.64	23.64	—
16	1100	1029.25	29.43	6.31	31.55
17	1100	1061.82	52.27	6.41	29.44
18	1100	1086.60	18.43	3.16	23.75
19	1100	1032.68	90.88	14.32	33.38
20	1000	988.31	17.60	32.83	—
21	1000	951.26	73.18	32.14	38.52
22	1000	992.59	0	25.25	—
23	1000	970.59	43.85	4.90	30.91
24	1000	993.54	10.28	8.49	30.80
25	1000	992.02	12.03	6.72	23.38
26	1000	964.69	53.94	10.83	28.98
28	900	881.47	32.53	17.05	—
30	900	795.87	95.87	10.67	28.63
31	900	861.31	64.81	9.28	33.22
32	900	852.61	78.33	15.66	44.74

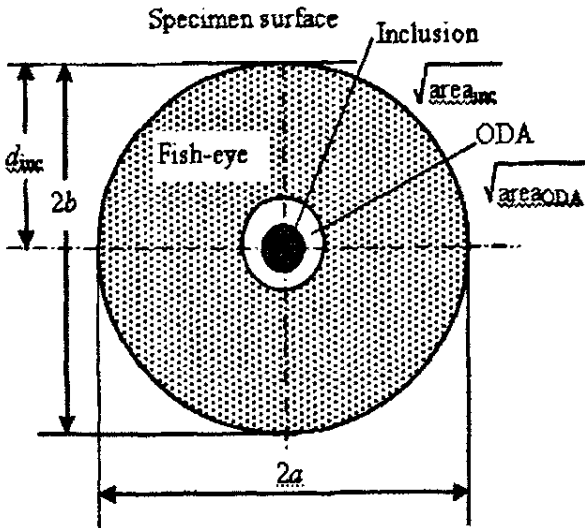


图 2-6 裂纹特征尺寸示意图（单位：μm）

因此，本节利用“维士”金相分析系统对裂纹的特征尺寸参数进行了测

量（示意图如图 2-6 所示）。这包括裂纹萌生处夹杂的深度 d_{inc} （表示从试样表面到裂纹萌生位置处夹杂的中心距离）和裂纹萌生处的面积 $Area_{ini}$ （包括夹杂和 ODA 的面积），并结合夹杂的深度 d_{inc} 给出了真应力 σ_{at} 的大小，数值如表 2-4 所示（序号与表 2-3 保持一致）。然后对裂纹尺寸参数的分布进行了统计评估，如图 2-7 所示。并与文献[33]报道的 SUJ2 钢的情况作了比较。

图 2-7(a)给出了 d_{inc} 和断裂循环数 N_f 的关系。如图所示， d_{inc} 在 15~150 μm 的范围内分布，与 N_f 的相关性没有被看到。而 SUJ2 轴承钢夹杂的深度 d_{inc} 在 20~240 μm 的范围内分布，与 N_f 的相关性也没有被看到。相比发现，SUJ2 轴承钢夹杂的深度要略深一些。这说明 SUJ2 轴承钢的纯洁度比 GCr15 钢的高。对于旋转弯曲加载，萌生裂纹的内部夹杂物越深，作用于夹杂物的应力幅的幅值越低（应力梯度的影响），疲劳寿命则越长。GCr15 钢的纯洁度比 SUJ2 钢的纯洁度低是造成 GCr15 钢疲劳寿命偏短的一个原因。

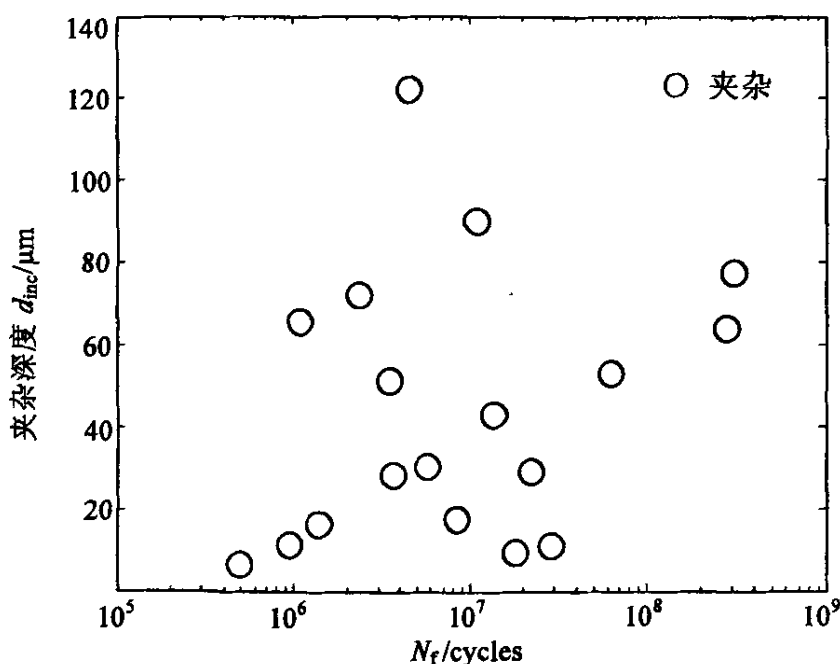


图 2-7(a) d_{inc} 和断裂循环数 N_f 的关系

图 2-7(b)给出了初期裂纹尺寸参数 $\sqrt{Area_{ini}}$ 和应力幅 σ_a 的关系。这里，对于裂纹萌生处尺寸参数 $\sqrt{Area_{ini}}$ ，是根据在 SEM 拍摄的图片上观察到的由表面夹杂引起断裂的裂纹面积 ($Area_{ini,s}$) 和内部夹杂面积 ($Area_{ini,inc}$) 求出的， $\sqrt{Area_{ini,s}}$ 在 15~35 μm 之间分布（图中用 ○ 符号表示），它随着 σ_a 的变化不明显，与 σ_a 的相关性没有被看到。 $\sqrt{Area_{ini,inc}}$ 在 3~25 μm 之间分布（图中用 ● 符

号表示), 初期裂纹尺寸参数随着 σ_a 的变化不明显, 与 σ_a 的相关性没有被看到。而 SUJ2 轴承钢由夹杂引起的疲劳破坏只是内部的破坏, 因此, 只能比较两种材料内部夹杂尺寸参数 $\sqrt{Area_{in,inc}}$ 。SUJ2 钢夹杂 $\sqrt{Area_{in,inc}}$ 的值在 6~18 μm 之间, 平均值为 12 μm , 趋于定值, 与 σ_a 的相关性没有被看到。相比可以发现, 国产 GCr15 钢的内部夹杂要大, 这也是造成 GCr15 钢疲劳寿命偏短的一个原因。

另一方面, 使用同样的方法, 求出了 ODA 的尺寸参数 $\sqrt{Area_{oda}}$, 一同并入图 2-7(b) 表示, $\sqrt{Area_{oda}}$ 的值在 20~50 μm 之间 (图中用 \blacktriangle 符号表示), 它随着 σ_a 的减小而增加。而 SUJ2 轴承钢 $\sqrt{Area_{oda}}$ 的值在 16~55 μm 的范围内分布, 也随着 σ_a 的减小而增加。因此, 两种钢的 $\sqrt{Area_{oda}}$ 的值基本相同, 都随着 σ_a 的减小而增加。

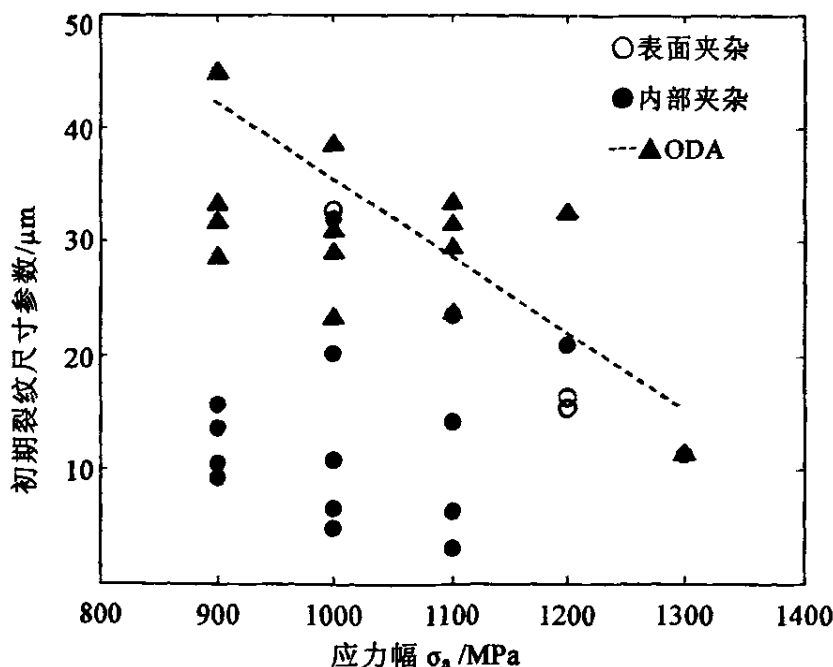


图 2-7(b) 裂纹尺寸参数和应力幅的关系

图 2-7(c) 给出了“Fish-eye”长度 $2b$ 和断裂循环数 N_f 的关系。如图所示, $2b$ 的值在 10~190 μm 的范围内分布, 与 N_f 的相关性没有被看到, 基本成杂乱分布。而 SUJ2 轴承钢“Fish-eye”长度 $2b$ 的值在 40~380 μm 的范围内分布, 与 N_f 的相关性也没有被看到。相比而言, SUJ2 轴承钢“Fish-eye”长度 $2b$ 的值要比 GCr15 钢的“Fish-eye”长度要大, 分析其原因, 正是由于 SUJ2 轴承钢夹杂的深度较深造成的, 夹杂的深度越深, 裂纹扩展的空间就越大。

可以推测, 在裂纹扩展速度相同的情况下, SUJ2 轴承钢的裂纹扩展寿命比 GCr15 钢的要长。

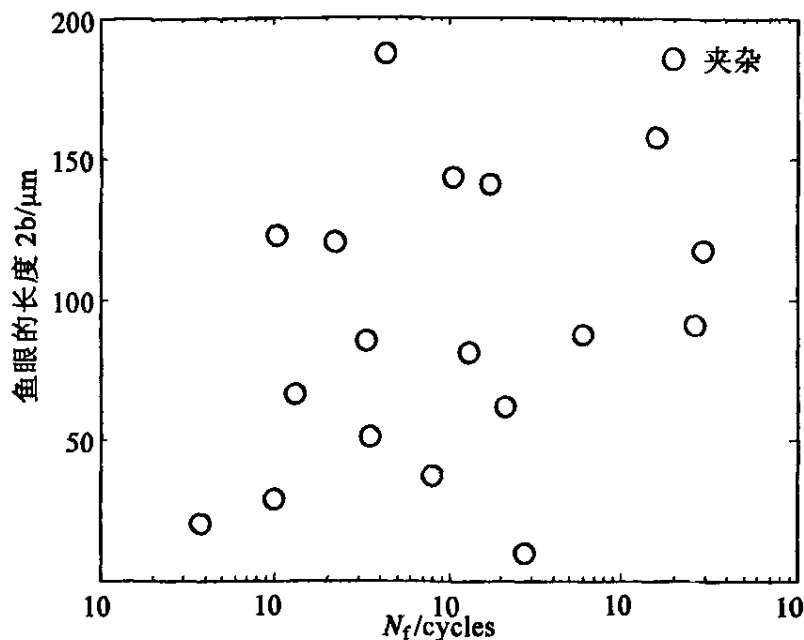


图 2-7(c) 长度 $2b$ 和断裂循环数的关系

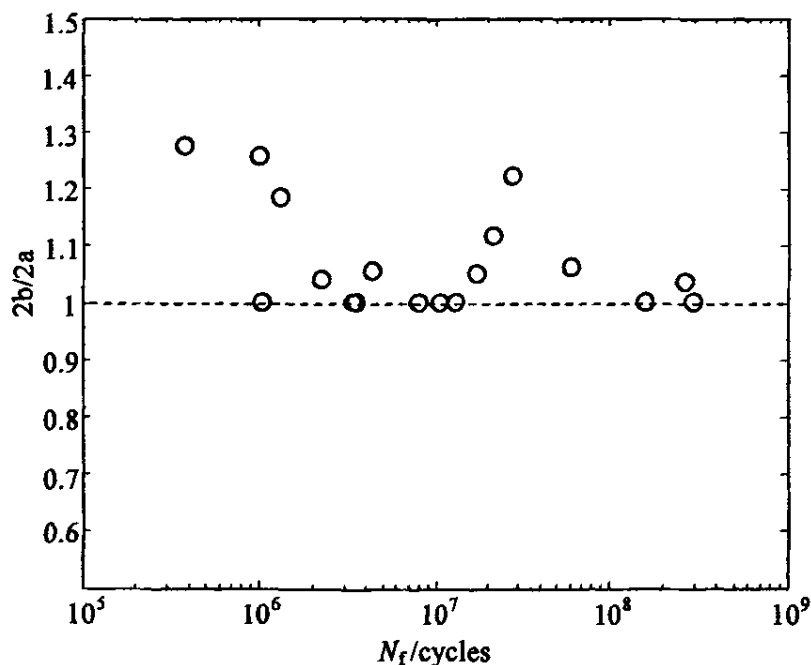


图 2-7(d) 长度 $2b$ 和宽度 $2a$ 的关系

图 2-7(d)给出了“Fish-eye”长度 $2b$ 和宽度 $2a$ 的比值与断裂循环数 N_f

之间的关系,从图中可以明显看出,不管是超长寿命区还是长寿命区,多数“Fish-eye”长度 $2b$ 和宽度 $2a$ 的比值都约等于 1,其形状基本成近似圆形;而少数的 $2b/2a$ 的值大于 1,说明鱼眼呈椭圆形状,这是由于试样表面残存的加工残余压应力的影响。文献[35]的研究结果表明,试样表面的残余压应力影响 SUJ2 钢疲劳裂纹萌生机理,即当试样表面的残余压应力较大时,疲劳裂纹萌生于试样内部,反之,则萌生于表面。由于 GCr15 钢的夹杂物尺寸偏大,其疲劳裂纹萌生机理受表面压缩残余应力的影响不明显。

根据图 2-7 的几图大致可以得出,当内部的非金属夹杂充当裂纹源时,随着裂纹不断向四周延伸,当椭圆形的“Fish-eye”逐渐长成之时,裂纹也基本延伸到了试样的表面从而引起疲劳断裂。在此期间,“Fish-eye”的长度和深度与断裂循环数 N_f 的相关性没有被看到。通过与 SUJ2 轴承钢夹杂的尺寸参数的比较发现,国产 GCr15 钢中夹杂的尺寸要远远大于 SUJ2 轴承钢夹杂的尺寸。夹杂的尺寸越大,对钢疲劳性能的影响就越大。因此,从改进材料的疲劳性能的角度出发,我国钢的冶炼技术还需要进一步降低夹杂物的尺寸和改善钢的纯洁度。

2.3 考察

2.3.1 疲劳 $S-N$ 曲线和 $P-S-N$ 曲线

在交变载荷作用下,金属材料承受的循环应力和断裂循环周次(即疲劳寿命)之间的关系可以用一条曲线来描述,这条曲线通常称为疲劳 $S-N$ 曲线,它已经成为常规机械疲劳设计的重要手段。同时实践表明,构成 $S-N$ 曲线的试验数据受到作用载荷的误差、试件几何形状与尺寸误差、表面粗糙度和表面加工产生的残余应力的分散性、材料的纯洁度和材料组织的不均匀性等的影 响,存在着相当明显的分散性,因此,造成如图 2.4 所示的同一组试件在相同应力作用下,它们的疲劳寿命 N 并不一样的试验结果。

一般来说,高强度钢疲劳试验数据的离散性较软钢为大,光滑试样的离散性较缺口试样为大,小试样的离散性较大试样为大,而疲劳寿命的离散性又远较疲劳强度的离散性为大,例如:应力水平有 3% 的误差,可使得疲劳寿命有 60% 的误差。而对于疲劳寿命来说,则应力水平越高,离散性越小;应力水平越低,离散性越大,特别是对于超高周疲劳尤为突出。因此,为了保证疲劳设计的安全性和可靠性,必须研究材料的概率疲劳特性,从而确定合理的设计应力。

由于疲劳试验数据的离散性，试样的疲劳寿命与应力水平间的关系，并不是一一对应的单值关系，而是与存活概率 P 有着密切的关系。即可以根据一定的概率（通常也就是存活概率 P ，亦相当于可靠度）来确定疲劳寿命 N 的值，把这种不同存活概率 P 下的 $S-N$ 曲线称之为 $P-S-N$ 曲线^[75]。在进行疲劳设计时，即可根据所需的存活概率 P ，利用与其对应的 $S-N$ 曲线进行疲劳设计。因此， $P-S-N$ 曲线代表了更全面的应力-寿命曲线，比 $S-N$ 曲线有着更广泛的前途。它不仅能估计出零件在一定应力水平下的疲劳寿命，而且也能给出在该应力值下的破坏概率或可靠度，它的研究已经成为现在疲劳强度设计和可靠性设计的重要依据。

（一） 试验数据的评估

为了保证疲劳设计的可靠性，明确疲劳寿命的分布情况，通常对疲劳试验得到 $S-N$ 数据的分散性进行统计评估，从而确定合理的设计应力。在给定应力的条件下，低周疲劳寿命一般满足正态分布或是对数正态分布，而高周疲劳寿命一般满足威布尔分布的情况较多^[75]。但关于超高周疲劳寿命分布的研究报道不多。

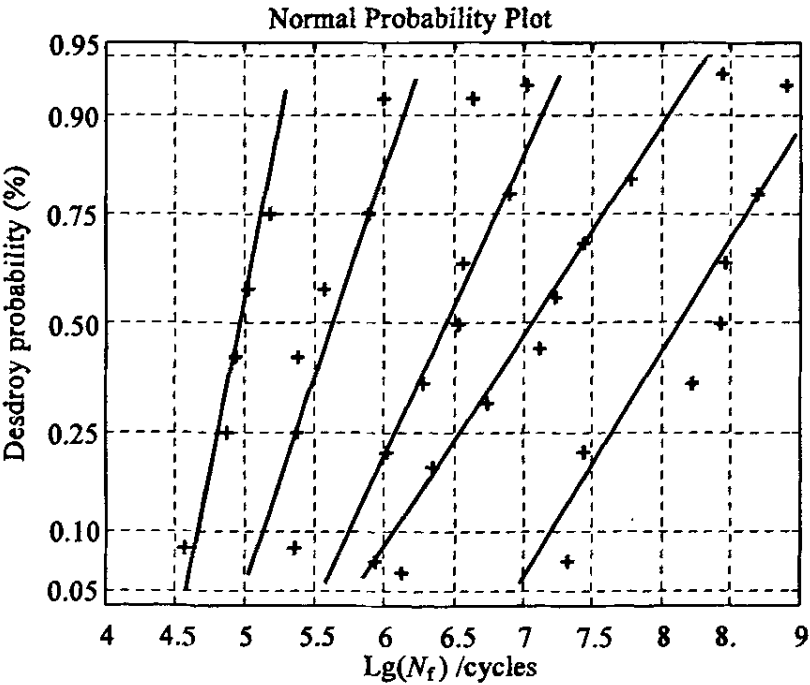


图 2-8 对数正态概率坐标纸上的疲劳寿命数据点

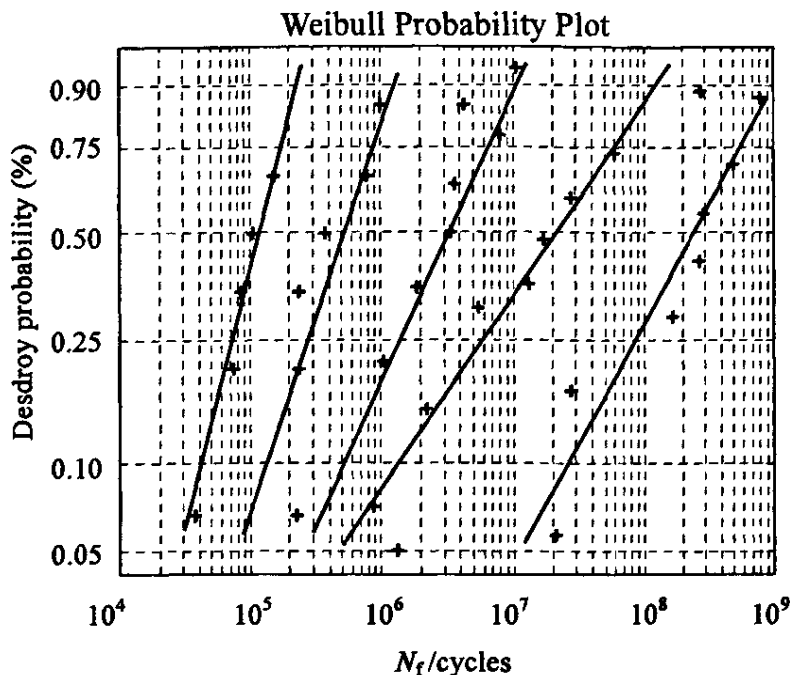


图 2-9 威布尔概率坐标纸上的疲劳寿命数据点

使用概率纸统计了试验数据的分布形式，结果从图中可以看出，试验数据都能较好地服从对数正态分布和威布尔分布，统计结果如图 2-8 和图 2-9 所示（符号“+”表示试验数据）。

（二）函数的表达和求解

（1）三参数威布尔分布的累积分布函数可表示为

$$P_t(x) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{x-w}{\Theta}\right)^m\right] \quad (2-5)$$

式中 x 为随机变量， m 、 w 和 Θ 分别为统计分布的形状、位置和尺度参量。等式两边取对数可得

$$\ln \ln \frac{1}{1-P_t(x)} = -m \ln \Theta + m \ln(x-w) \quad (2-6)$$

设 $X = \ln(x-w)$, $Y = \ln \ln [1/(1-P_t(x))]$, $A = -m \ln \Theta$, $B = m$, 可得到如下标准线性方程

$$Y = A + BX \quad (2-7)$$

（2）若 $\lg x$ 服从正态分布 $N(\mu, \sigma^2)$ ，对于对数正态分布的累积分布函数可表示为

$$P_i(\lg x) = \Phi\left(\frac{\lg x - \mu}{\sigma}\right) \quad (2-8)$$

式中 x 为随机变量, μ , σ 分别表示为母体的平均值和标准差。等式变换可得

$$\Phi^{-1}[P_i(\lg x)] = -(\mu/\sigma) + (1/\sigma)\lg x \quad (2-9)$$

令 $X = \lg x$, $Y = \Phi^{-1}[P_i(\lg x)]$, $A = -\mu/\sigma$, $B = 1/\sigma$, 可也得到标准线性方程(2-7)。

对于一组经排序的随机变量数据 $x_i (i=1, 2, \dots, n)$, 第 i 个数据的试验概率值 $P_i(x_i)$ 一般在 $(i-1)/n$ 到 i/n 之间, 通常取平均秩 $(i-0.5)/n$ 。对于有限数据建议取中位秩^[76]为

$$P_i(x_i) = (i-0.3)/(n+0.4) \quad (2-10)$$

中位秩较平均秩偏安全一些。对于其中任意一种分布, 以试验值代替理论值, 可得到一组试验数据 (X_i, Y_i) 数据。然后可解线性回归方程(2-7), 求得其斜率 A 和截距 B 的点估计值。

为了反映式子(2-7)对 $S-N$ 数据的拟合效果, 引入线性拟合相关系数 R , 它反映试验数据符合线性方程(2-7)的程度, 其最大值为 1, 越接近 1, 总体拟合效果就越好。定义为

$$R_{XY} = \frac{L_{XY}}{\sqrt{L_{XX}L_{YY}}} \quad (2-11)$$

$$L_{XX} = \sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X})^2 \quad (2-12)$$

$$L_{YY} = \sum_{i=1}^n (Y_i - \bar{Y})^2 \quad (2-13)$$

$$L_{XY} = \sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X})(Y_i - \bar{Y}) \quad (2-14)$$

表 2-5 威布尔和对数正态下 R_{XY} 的值

应力(MPa)	对数正态 R_{XY}	威布尔 R_{XY}
1300	0.9170	0.9554
1200	0.8753	0.9861
1100	0.8062	0.9160
1000	0.7563	0.8468
900	0.9488	0.9625

通过计算分别可得在威布尔和对数正态下 R_{XY} 的值, 如表 2-5 所示。从

表中可以看出,在每个应力水平下,威布尔下 R_{XY} 的值都大于对数正态下 R_{XY} 的值。这说明,虽然从概率纸上,旋转弯曲疲劳 $S-N$ 数据都能较好的服从对数正态分布和威布尔分布,但是通过 R_{XY} 的对比,可以明确在威布尔分布下,对 $S-N$ 数据的拟合效果要更好。因此选用疲劳试验 $S-N$ 数据服从威布尔分布的情况。

表 2-6 威布尔分布参数的估计值

应力(MPa)	m	w	Θ	R
1300	0.5223	35277.42	148820	0.9554
1200	0.2740	228124.13	215900	0.9861
1100	0.4630	823275.51	3463900	0.9160
1000	0.2585	1316717.01	66017000	0.8468
900	0.7425	0	322700000	0.9625

在疲劳寿命服从三参数威布尔分布的情况下,分布函数 $P_t(x)$ 相当于破坏率,因此相当于可靠度的超值累积频率函数应为

$$F(x) = 1 - P_t(x) = \exp\left[-\left(\frac{x-w}{\Theta}\right)^m\right] \quad (2-15)$$

用可靠度 p 表示 $F(x)$, 则有

$$p = \exp\left[-\left(\frac{x-w}{\Theta}\right)^m\right] \quad (2-16)$$

根据表 2-2, 可计算得参数 m 、 w 和 Θ 的估计值, 如表 2-6 所示, 如果给定可靠度 p 时, 由式(2-16)可直接求出 x , 即表示可靠度为 p 的的疲劳寿命。

(三) 均值 $S-N$ 曲线

当可靠度 $p=50\%$ 时的均值 $S-N$ 曲线就是通常所谓的疲劳 $S-N$ 曲线, 在这里 $S-N$ 曲线模型采用 bansqun 模型^[77], 它表示为

$$(S)^m N = D \quad (2-17)$$

其中 m 、 D 和 S_0 为材料的常数。对式子(2-17)两边取对数可得

$$\lg N = \lg D - m \lg(S) \quad (2-18)$$

令 $A = \lg D$ 、 $B = -m$ 、 $Y = \lg N$ 和 $X = \lg(S)$ 可得到标准线性方程

$$Y = A + BX \quad (2-19)$$

结合表 2-2 和 2-6, 利用最小二乘法可求得 GCr15 钢旋转弯曲疲劳试验下的均值 $S-N$ 曲线方程为

$$Y = 69.1471 - 20.6363 \lg(S) \quad (2-20)$$

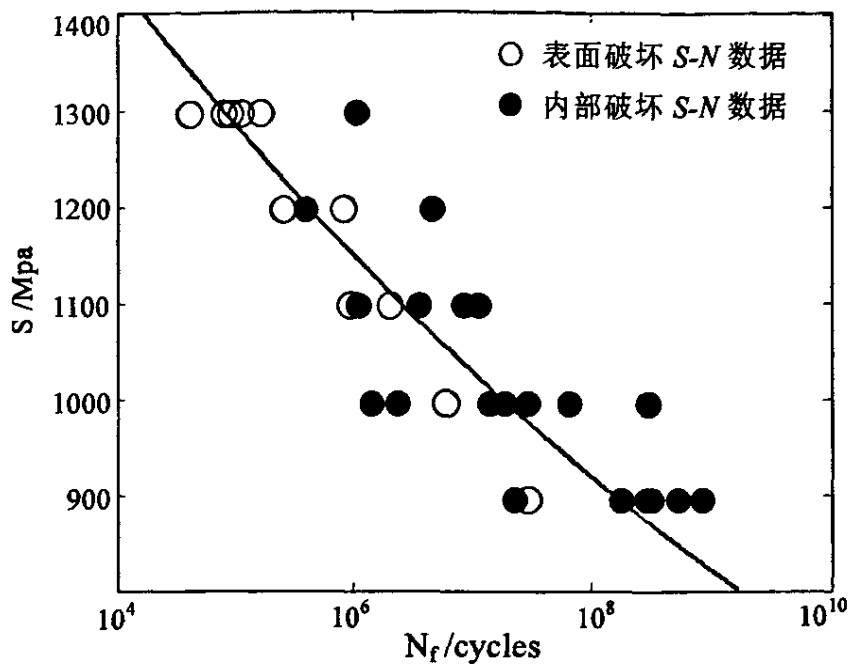
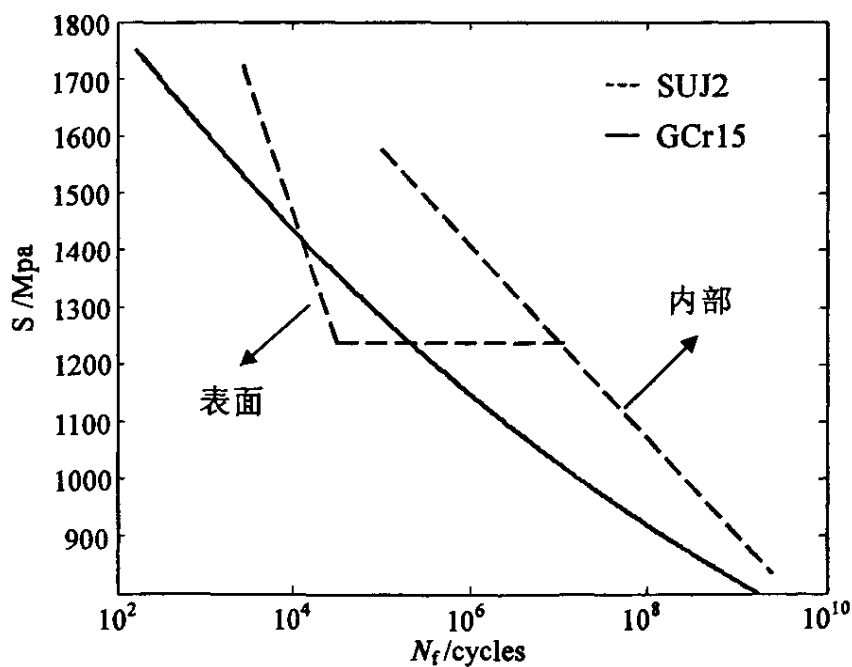
图 2-10 GCr15 钢旋转弯曲试验下的均值 $S-N$ 曲线图 2-11 GCr15 和 SUJ2 的 $S-N$ 曲线对比图

图 2-10 给出了 GCr15 钢的均值 $S-N$ 曲线, 然后和 SUJ2 钢的 $S-N$ 曲线作了对比, 如图 2-11 所示。从 $S-N$ 曲线的形式上看, GCr15 钢的均值 $S-N$ 曲线

呈现出持续下降的趋势，所谓的疲劳极限并没有出现；而 SUJ2 钢的 $S-N$ 曲线具有在 $10^6 \sim 10^7$ 次应力循环的高周区域出现水平部后再次直线下降的趋势，呈现出典型的“双重 $S-N$ 曲线”的形式。另外从图中还可以看出，虽然都是同一牌号的高强度钢，但是 SUJ2 钢的疲劳性能要远远优于 GCr15 钢。基本上，在同一应力水平下，SUJ2 钢的疲劳寿命要长。

(四) $P-S-N$ 曲线

同理可求得可靠度为 $p=1\%、10\%、90\%、99\%$ 时的 $S-N$ 曲线方程，如下（图形如图 2-12 所示）

$p=1\%$ 时 $Y=62.8951-18.0257\lg(S)$ (2-21)

$p=10\%$ 时 $Y=67.5796-19.7929\lg(S)$ (2-22)

$p=90\%$ 时 $Y=51.6533-15.0823\lg(S)$ (2-23)

$p=99\%$ 时 $Y=43.3934-12.4999\lg(S)$ (2-24)

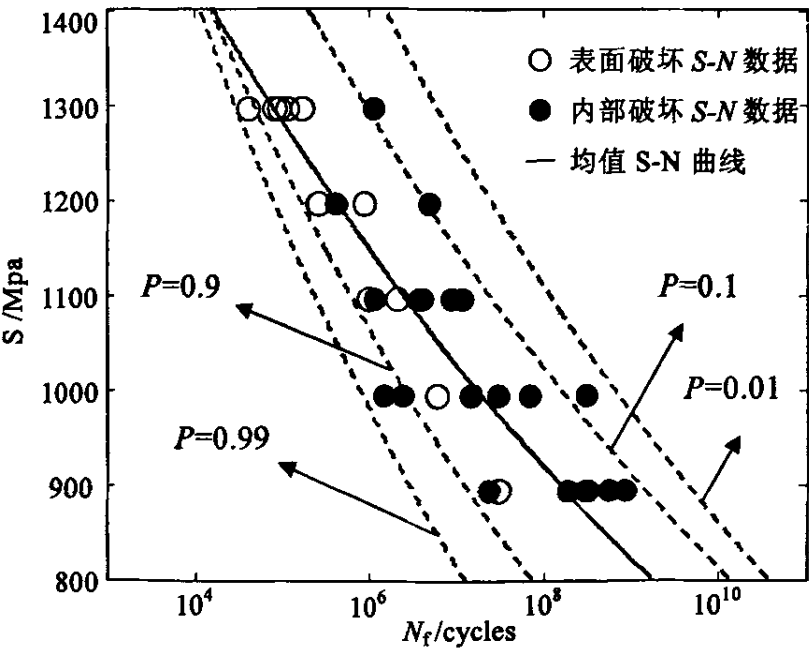


图 2-12 GCr15 钢旋转弯曲试验下的 $P-S-N$ 曲线

2.3.2 裂纹萌生及扩展的断裂力学条件

本节运用线弹性断裂力学的理论，利用前面求得的裂纹萌生位置处夹杂物和 ODA 的尺寸参数（如表 2-4 所示），分别以夹杂物和 ODA 的尺寸参数作为初始裂纹的长度，通过 Murakami 方程(2-25)、(2-26) 。求出了对应于夹杂物的初始裂纹的应力强度因子幅值 ΔK_{ini} ，通过表面夹杂物对应的 $\Delta K_{ini,s}$ 和内部夹杂物对应的 $\Delta K_{ini,i}$ 和 $\Delta K_{ini,ODA}$ 的比较分析，考察了疲劳裂纹萌生于

表面和内部夹杂物后的萌生和扩展的力学条件。

对于裂纹萌生于表面的破坏模式：

$$\Delta K_{ini.s} = 0.65 \sigma_a \sqrt{\pi \sqrt{Area_s}} \quad (2-25)$$

对于裂纹萌生于内部的破坏模式：

$$\Delta K_{ini.inc} = 0.5 \sigma_a \sqrt{\pi \sqrt{Area_{inc}}} \quad (2-26)$$

这里 σ_{at} 是裂纹萌生位置处的应力而不是疲劳试验使用的名义应力。大小见表 2-4 所示。对于裂纹萌生于内部的破坏模式， σ_{at} 包括了旋转弯曲加载下应力梯度的影响。图 2-13 给出了 ΔK_{ini} 和 N_f 的关系。

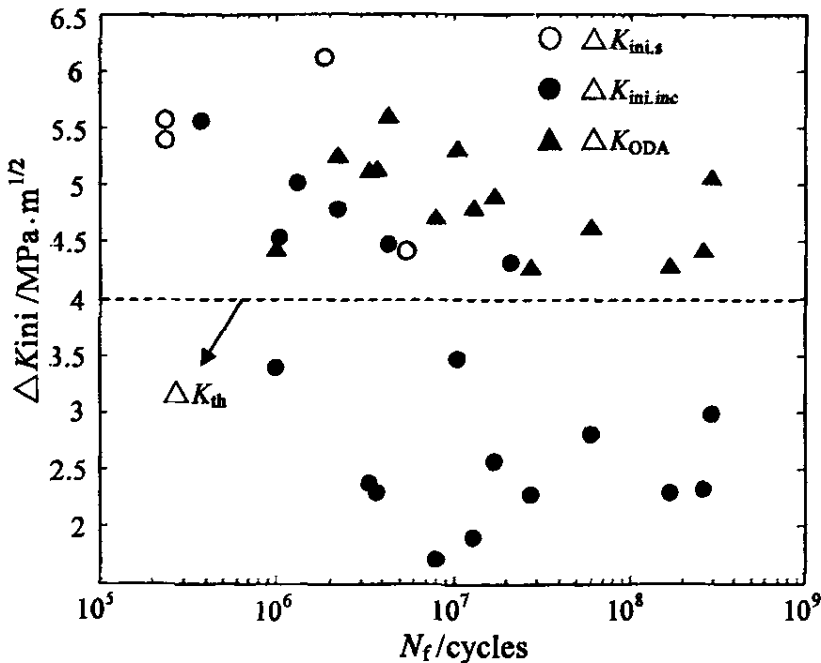


图 2-13 裂纹萌生处 ΔK_{ini} 和断裂循环数的关系

如图所示， $\Delta K_{ini.s}$ 在 $4.5 \sim 6 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 的范围内分布（图 2-13 中○符号）； $\Delta K_{ini.i}$ 在 $1.5 \sim 4.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 的范围内分布（图 2-21 中●符号）； $\Delta K_{ini.ODA}$ 在 $4 \sim 6 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 的范围内分布（图 2-13 中■符号）。根据断口观察的结果可知，从表面夹杂物萌生的裂纹能够直接发生扩展，而从内部夹杂物萌生的裂纹，要经过 ODA 的形成后，才能发生扩展。从图 2-21 可以看出，GCr15 钢的疲劳裂纹扩展条件为 $\Delta K = 4 \sim 6 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 的范围。这一点与 ODA 区域的形成对内部破坏模式的疲劳破坏起着重要的作用。根据文献[33]所知，这与同牌号

SUJ2 钢相同。

2.3.3 试件危险部位最大夹杂及 ODA 尺寸的推定

由于大夹杂的数量较少,且大都分布在内部,因而对大体积钢直接观测最大夹杂的尺寸变得很困难。因此,从理论上预测钢中最大尺寸夹杂物就显得极其重要了。统计极值法(statistics of extreme values, SEV)是由 Murakami 等提出的^[78]。该方法是对试验材料进行研磨抛光,然后选取一系列相同大小的视场,在显微镜下测量每个视场中最大的夹杂面积,再开平方根得夹杂的尺寸大小,然后根据这些数据运用 Gumbel 分布函数对大体积钢中的最大夹杂尺寸进行评估。

(1) 试件危险部位最大夹杂尺寸的推定

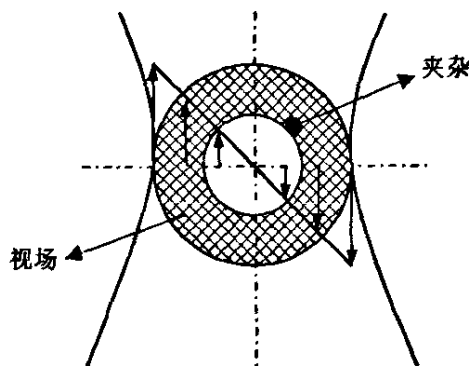


图2-14 旋转变曲加载下试样的应力分布图及视场的选择

在旋转变曲应力作用下,试样最小截面处应力的分布是不同的,如图 2-14 所示。表面的应力最大,中心处应力为零。下面选取萌生内部裂纹的夹杂物所控制的圆环面积(如图 2.14 所示,内圆环的外切于夹杂),对表 2-3 中夹杂物的深度 d_{inc} 的最小值 ($20\mu\text{m}$) 和最大值 ($120\mu\text{m}$) 所对应的圆环面积进行计算,发现面积的最小值 ($733504\mu\text{m}^2$) 与最大值 ($1085184\mu\text{m}^2$) 相差不多。因此,这里不使用 Murakami 等提出的观察材料中一定的视场内最大夹杂物面积的方法,而是直接使用断口中观测到的夹杂所控制的圆环面积的平均值来近似的代替 Murakami 等提出的视场面积,而此时的夹杂物即视作该视场中的最大夹杂物。

①根据 2.2.3 节求出的内部断口中的最大的夹杂物的尺寸参数 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$, 作为 X_i 。假设 X_i 服从 Gumbel 分布,则最大夹杂小于 x 概率分布函数为

$$P(x) = \exp\{-\exp[-(x-\lambda)/\alpha]\} \quad (2-27)$$

式中 λ 、 α 为待定参数。

②在试样上随机且不重复的测量 N 个视场,将测得的 N 个 X_i 从小到大进行排列, $X_1 \leq X_2 \leq \dots \leq X_i \leq \dots \leq X_N$, 其中($1 \leq i \leq N$)。则夹杂尺寸为 X_i 的累计概率可以表示为

$$P(X_i) = (i - 0.3) / (N + 0.4) \quad (2-28)$$

夹杂的极值概率统计如图 2-14 所示。

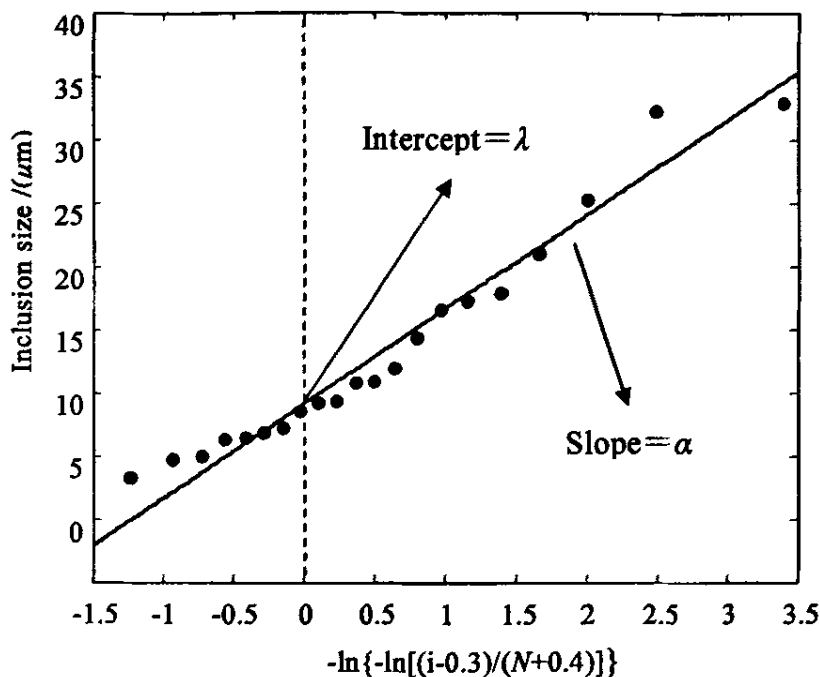


图2-15 SEV的两个参数的图估计法

③由方程(2-27)和(2-28)可得

$$X_i = \alpha y + \lambda \quad (2-29)$$

$$y = -\ln\{-\ln[(i-0.3)/(N+0.4)]\} \quad (2-30)$$

作 $X_i - y$ 的图, 可得斜率为 α 、截距为 λ 的一条直线, 这样可以先粗略地估计出两个参数的值。如图 2-15 所示。

④根据所得的数值, 再用最大似然法进行计算。Murakami 计算表明最大似然法是最有效的, 因为用它估计的标准误差最小。最大似然函数为

$$L = \prod_{i=1}^N \frac{1}{\alpha} \exp\left\{-\left[\frac{X_i - \lambda}{\alpha} + \exp\left[\frac{-(X_i - \lambda)}{\alpha}\right]\right]\right\} \quad (2-31)$$

计算方法为 L 取最大值时对应的 α 、 λ 即为所求的参数。

⑤若所要预测的体积是 V 时, 则返回周期 $T = V/V_0$, 其中 $V_0 = hS_0$ (S_0 为视场

的面积), $h = (\sum_i^N X_i) / N$ 。在 V 中最大夹杂的特征尺寸为 X_V (在 V 中只被超过一次), 其存在的概率为

$$P(X_V) = 1 - 1/T \quad (2-32)$$

由式(2-27)和(2-30)可得

$$X_V = \alpha y + \lambda \quad (2-33)$$

$$y = -\ln[-\ln(1 - 1/T)] \quad (2-34)$$

将上述所得的 T 、 α 、 λ 代入式(2-33), 既求得到最大夹杂的特征尺寸。对于旋转弯曲变截面试样的体积 V 选择示意图如 2-16 所示, 计算公式如下

$$d_1 = d/\gamma^{(1/3)} \quad (2-35)$$

$$z_1 = \{R^2 - [R - 0.5(d_1 - d)]^2\}^{(1/2)} \quad (2-36)$$

$$V = 0.25\pi z_1 (1 - \gamma)(d + d_1)^2 \quad (2-37)$$

其中, d 为试样最小截面的直径, R 为变截面的圆弧半径, γ 为常数, 数值在 0.9~0.95 之间。

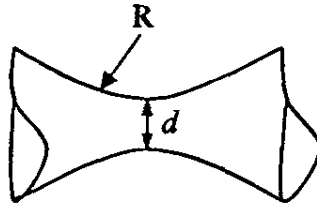


图 2-16 旋转弯曲变截面试样的体积 V 示意图

⑥求解结果如下:

首先验证了最大夹杂的统计分布, 如图 2-17 所示, 从图中可以看出, 夹杂的尺寸能较好地服从 Gumbel 分布。

因为每个视场的面积不同, 但经过测量后发现都相差不大, 在这里取所有视场的平均面积 $S_0 = 0.4474208(\text{mm})^2$, 由最大似然法求得 $\alpha = 7.4778$, $\lambda = 9.0866$, 又由 $h = (\sum_i^N x_i) / N \approx 0.013172\text{mm}$, $V_0 = hS_0 = 0.005893\text{mm}^3$ 可以求得方程为

$$X_V = 9.0866 - 7.4778 \ln[-\ln(1 - V_0/V)] \quad (2-38)$$

同时可以求得 $d_1 = d/\gamma^{(1/3)} = 3.1072$, $z_1 = \{R^2 - [R - 0.5(d_1 - d)]^2\}^{(1/2)} = 0.8647\text{mm}$, $V = 0.25\pi z_1 (1 - \gamma)(d + d_1)^2 = 25.3185\text{mm}^3$ 。

(2) 试件危险部位 ODA 尺寸的推定

ODA 的尺寸的推定同最大夹杂的推定过程一样， S_0 和 V 的取值相同。首先验证了 ODA 尺寸能较好地服从 Gumbel 分布，如图 2-18 所示。

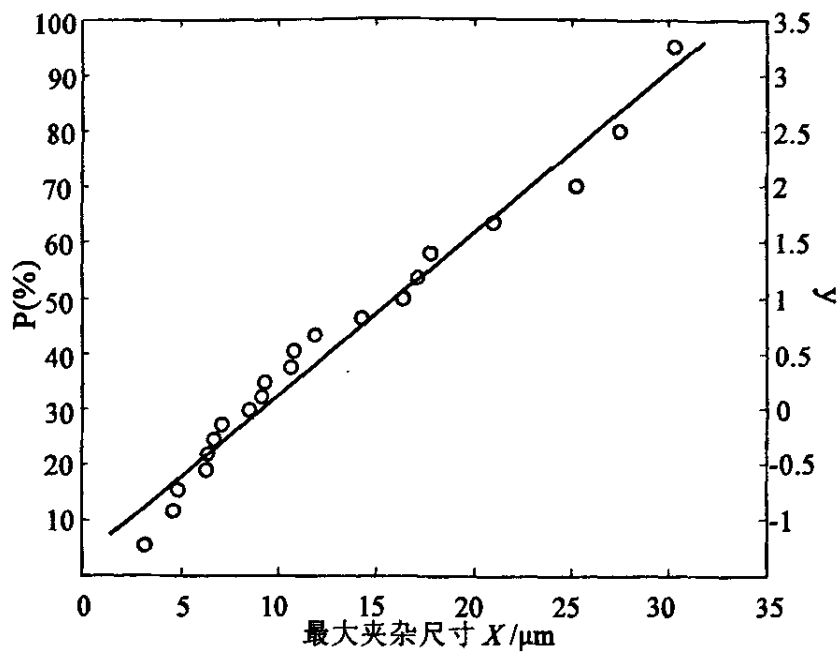


图2-17 夹杂服从Gumbel 分布的极值统计概率图

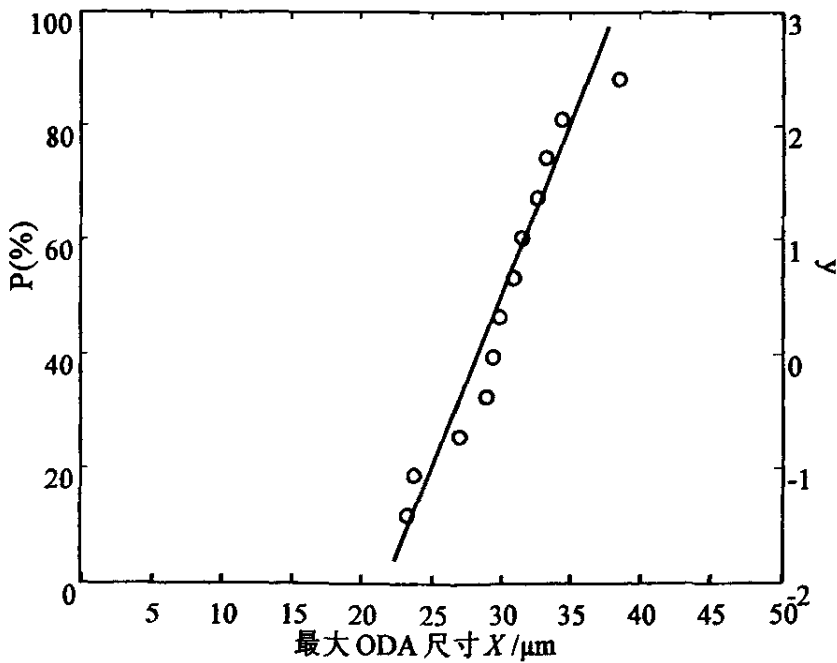


图2-18 ODA服从Gumbel 分布的极值统计概率图

由最大似然法求得 $\alpha = 7.2876$, $\lambda = 26.1894$, 又由 $h = (\sum_{i=1}^n x_i)/N \approx 0.0300857\text{mm}$, $V_0 = hS_0 = 0.01346\text{mm}^3$ 可以求得方程为

$$X_V = 26.1894 - 7.2876 \ln[-\ln(1 - V_0/V)] \quad (2-39)$$

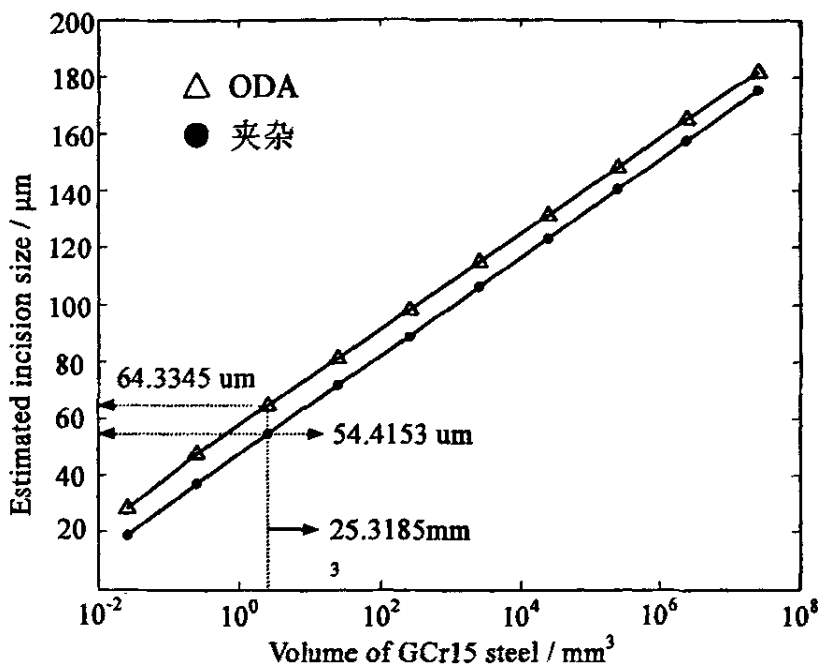


图2-19 SEV对钢中最大夹杂和ODA尺寸的预测结果

图 2-19 给出了用 SEV 方法对 GCr15 钢最大夹杂和 ODA 尺寸作出的预测结果, 从图中可以看出, 对应体积为 25.3185mm^3 的钢, 预测的最大夹杂尺寸为 $54.4153\text{ }\mu\text{m}$, 最大 ODA 尺寸为 $64.3345\text{ }\mu\text{m}$ 。同时也可以发现, 用 SEV 方法预测的最大夹杂和 ODA 的尺寸都随着预测体积的增加而线性增加。

2.3.4 疲劳强度的推定

Murakami 等在研究非金属夹杂物对合金钢的疲劳性能的影响方面, 提出了“基于夹杂等效投影面积的疲劳强度预测模型”^[79]。这个模型在国际上被称作 Murakami 方程。Murakami 方程是基于线弹性断裂理学的理论, 考虑了表面夹杂物的几何形状和尺寸, 把夹杂物垂直于应力轴平面的投影面积作为材料的初始裂纹参量, 还考虑了反映材料对裂纹扩展抵抗能力的物理参量 Vickers 硬度。方程的具体表达如下

当最大夹杂物处于内部时, 可以表示为

$$\sigma_w = 1.56(HV+120)/(\sqrt{S_w})^{1/6} \quad (2-40)$$

当最大夹杂物处于表面时, 可以表示为

$$\sigma_w = 1.43(HV+120)/(\sqrt{S_m})^{1/6} \quad (2-41)$$

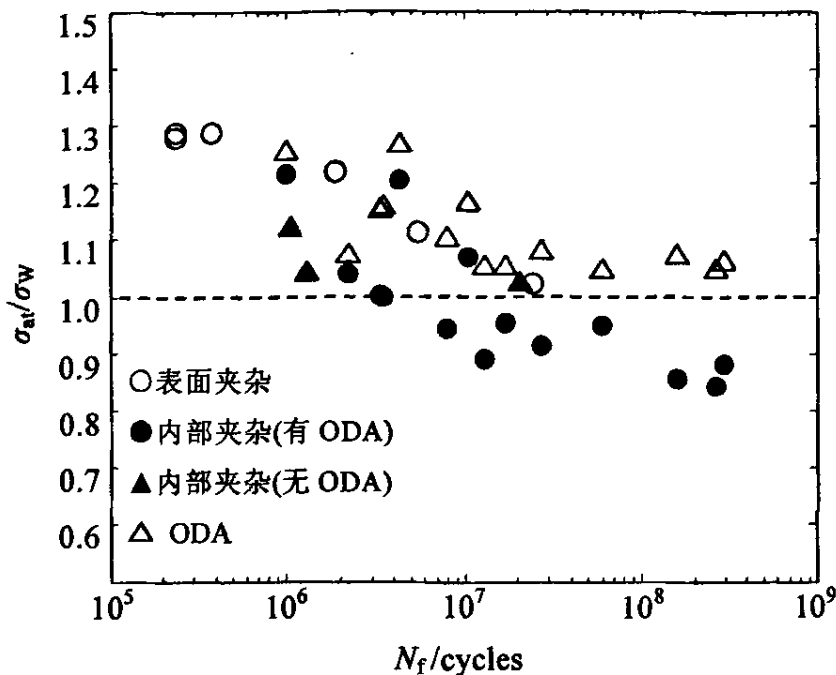


图 2-20 σ_{at}/σ_w 和疲劳寿命 N_f 的关系

(一) 实际夹杂推定疲劳强度

结合表 2-6 中夹杂的尺寸大小, 根据 Murakami 方程(2-40)和(2-41)计算出了由夹杂引起疲劳破坏的每根试样的疲劳极限强度 σ_w , 同时, 根据夹杂物的深度和名义应力求出了夹杂物位置处的真应力 σ_{at} , 得到的 σ_w/σ_{at} 和疲劳寿命 N_f 的关系, 由图 2-20 给出。如图所示, 对应于表面夹杂的 $\sigma_w/\sigma_{at} \geq 1$, 这说明 Murakami 方程适用于表面夹杂物引起的疲劳破坏时的疲劳强度预测。从图中还可以看出, σ_{at} 与通过内部夹杂推定的疲劳强度 σ_{wi} 的比值, σ_{wi}/σ_a 有一部分位于 1 以上, 有一部分位于 1 以下, 通过对其断口的观察可以发现, 这部分比值大于 1 的夹杂是夹杂周围无 ODA 的, 其疲劳寿命都小于 10^7 周次; 而这部分比值小于 1 的夹杂是有 ODA 的夹杂, 疲劳寿命都大于 10^7 周次。因此, 这说明根据 Murakami 建议的式子, 通过内部无 ODA 现象的夹杂推定内部疲劳强度是适合的, 通过有 ODA 现象的夹杂推定内部疲劳强度是不合适的, 有一定的危险性。

对于 ODA, 其 $\sigma_{wi}/\sigma_{at} \geq 1$, 说明根据 Murakami 建议的式子, 通过 ODA 推定内部疲劳强度是适合的。

(二) SEV 法推定疲劳强度

跟据 SEV 预测方法求出的最大夹杂尺寸分别求出了 GCr15 钢在不同的重量中的表面和内部疲劳强度，同时也用预测的 ODA 尺寸求出了内部疲劳强度，如图 2-21 所示。从图中可以看出，对应体积为 25.3185mm^3 的钢，通过夹杂预测的表面疲劳强度为 641.0573MPa ，内部疲劳强度为 659.53453MPa ，通过 ODA 尺寸预测的内部疲劳强度为 614.5733MPa 。并且通过图 2-20 的结果可以知道，通过夹杂对内部疲劳强度的推定仅仅适用于内部无 ODA 现象的大夹杂。

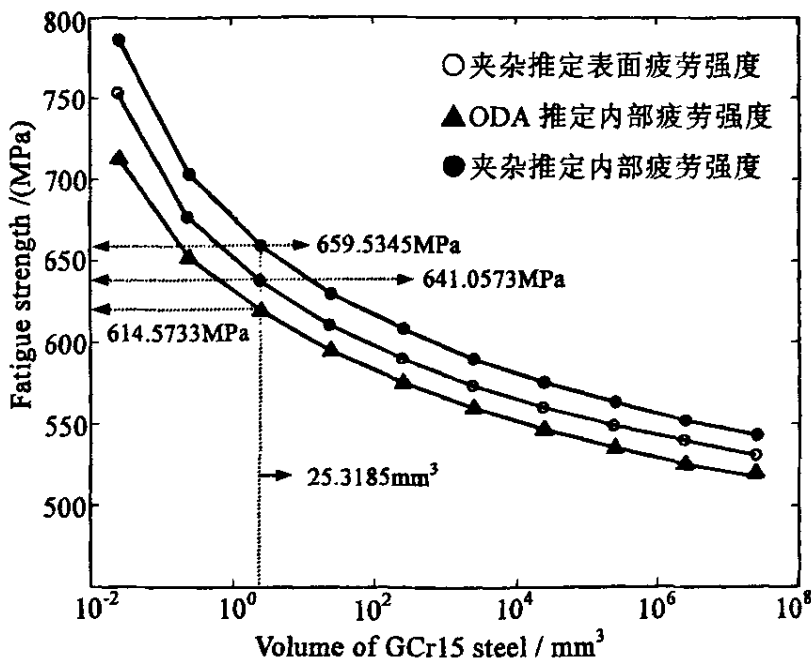


图 2-21 SEV 法预测 GCr15 钢的疲劳强度

2.3.5 旋转弯曲加载条件下高强度钢的 S-N 曲线形状特征

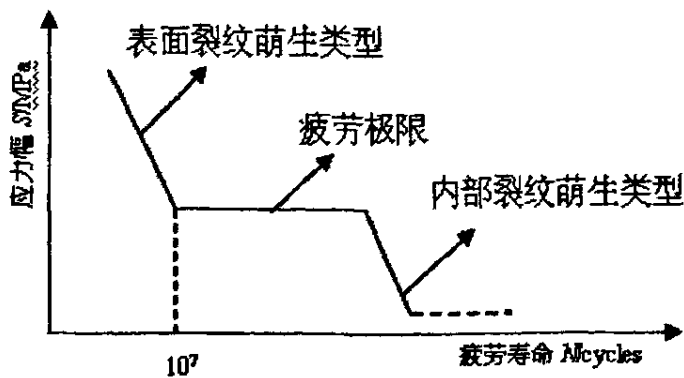


图 2-22 以疲劳极限为迁移点的两段弯折的 $S-N$ 曲线形式

从 GCr15 轴承钢的旋转弯曲疲劳 $S-N$ 曲线图 2-11 中可以看出, 在 $\sigma_s = 1300 \sim 900 \text{ MPa}$ 应力幅区域内, 在同一应力等级下, 表面裂纹的发生和内部裂纹的发生同时存在。也就是说, 本项试验材料的破坏形态在很宽的应力范围里表现为一种混合分布的破坏形态。这和通常报道的以表面破坏模式的疲劳极限为两种破坏模式迁移点的两段弯折的 $S-N$ 曲线显示的破坏形态有些不同(如图 2-22 所示)。

从图 2-11 还可以看出, 虽然日本的 SUJ2 轴承钢和我国的 GCr15 轴承钢是同一牌号钢, 但是它们的 $S-N$ 曲线形式有着很大的不同。GCr15 钢的 $S-N$ 曲线呈现出持续下降的趋势, 所谓的疲劳极限并没有出现; 而 SUJ2 钢的 $S-N$ 曲线具有在 $10^6 \sim 10^7$ 次应力循环的高周区域出现水平部后再次直线下降的趋势, 呈现出典型的“双重 $S-N$ 曲线”的形式。基本上, 在同一应力水平下, GCr15 钢疲劳寿命偏短。之所以造成两者 $S-N$ 曲线形式有着如此大的差异, 分析其原因可以认为是由 GCr15 钢的本质及外在因素造成的, 比如钢中夹杂的大小, 试样表面加工情况等, 其中夹杂物的尺寸是控制其低应力长寿命区 $S-N$ 曲线形状的主要因素。这一点从图 2-21 对旋转弯曲试样危险部位最大夹杂物和 ODA 尺寸控制的疲劳强度的推定结果可以说明。另外, 从图 2-21 的结果还可以断定, 随着旋转弯曲试样数量的增加(危险部位体积的增加) ODA 控制的疲劳强度比表面夹杂物控制的疲劳强度偏低, 试验数据的下限值构成的 $S-N$ 曲线会表现为两段弯折的形状。两段弯折的 $S-N$ 曲线形状是旋转弯曲加载下的 $S-N$ 曲线的固有形状。

通过节 2.2.3 的内容, 可以知道, 国产 GCr15 钢的内部夹杂比 SUJ2 轴承钢夹杂要大, 这说明 GCr15 钢的纯洁度不如 SUJ2 轴承钢好, 夹杂的尺寸越大, 对钢的力学性能的影响就越大, 导致钢的疲劳强度降低, 从而使得疲劳寿命偏短。因此, 大尺寸夹杂是造成 GCr15 钢比 SUJ2 轴承钢疲劳寿命偏短的一个原因。并且国产 GCr15 钢的内部夹杂的深度也不如 SUJ2 轴承钢夹杂的深度深, 对于旋转弯曲加载, 萌生裂纹的内部夹杂物越深, 作用于夹杂物的应力幅的幅值越低(应力梯度的影响), 疲劳寿命则越长, 同时夹杂的深度越深, 裂纹扩展的空间就越大。在裂纹扩展速度相同的情况下, SUJ2 轴承钢的裂纹扩展寿命比 GCr15 钢的要长。因此, 位置较浅的大夹杂是造成 GCr15 钢比 SUJ2 轴承钢疲劳寿命偏短的另一个原因。

从试样表面加工的情况来看, GCr15 钢试样在热处理完成后, 使用 $400 \sim$

2000# 的砂纸进行了逐步研磨,基本消除了加工导致的伤痕及试样表面缺陷,使得试样表面的压缩残余应力很小,同时由于 GCr15 钢的夹杂物尺寸偏大,其疲劳裂纹萌生机理受表面压缩残余应力的影响不明显。从试验数据上也可以看出, GCr15 钢的表面裂纹萌生现象发生在包括低应力幅在内的全应力幅区域。而 SUJ2 轴承钢试样在热处理完成后,并没有进行精磨,使得试样的表面粗糙度和表面的压缩残余应力都很大,从而在很大程度上影响着 SUJ2 钢的疲劳裂纹萌生机理,即当试样受载的应力幅小于一定的值后,疲劳裂纹都是萌生于试样的内部,结合 SUJ2 轴承钢的夹杂小,并且位置深,从而其疲劳寿命比 GCr15 钢要长。

2.4 小结

在室温空气中,使用频率为 52.5 Hz 的旋转弯曲疲劳试验机对 GCr15 轴承钢进行了 10^9 次的疲劳试验,得到的主要结论如下:

(1) 通过对疲劳试验断口的详细观察发现, GCr15 钢的疲劳破坏可以分为两种,一种是表面破坏模式,它是由于试样表面晶体滑移和表面夹杂引起的;另一种为内部破坏模式,它是由试样内部的非金属夹杂物引起的,并且在夹杂物的周围伴有“ODA”现象的产生,整个内部裂纹具有典型的“Fish-eye”形貌特征。

(2) 试验数据较好的服从威布尔分布,基于威布尔分布获得了材料的疲劳 $S-N$ 曲线和 $P-S-N$ 曲线。 $S-N$ 曲线的形状表明,试验材料在超高周寿命区寿命呈下降趋势,没有疲劳极限出现的可能。

(3) 使用试样断口观测的夹杂物和 ODA 尺寸,基于 Murakami 方程对材料疲劳强度推定的结果表明, Murakami 方程适用于表面夹杂物和没有 ODA 的内部夹杂物控制的疲劳强度,不适用于带有 ODA 的夹杂物控制的疲劳强度。但 Murakami 方程适用于把 ODA 尺寸看作材料缺陷预测带有 ODA 的内部破坏的疲劳强度。

(4) 对裂纹的萌生位置的初期应力强度因子幅值 ΔK_{ini} 的计算结果表明,表面裂纹扩展的门槛值 ΔK_{th} ($\approx 4\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) 是控制表面裂纹萌生和扩展的力学界限。而 ODA 区域的应力强度因子值 ΔK_{ODA} ($\approx 4\text{--}6\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) 是控制内部裂纹扩展的力学界限。

(5) 使用 SEV 预测方法对旋转弯曲试样的最低疲劳强度的推定结果表明,两段弯折的 $S-N$ 曲线形状是旋转弯曲加载下的 $S-N$ 曲线的固有形状。

第 3 章 GCr15 钢超声频率轴向对称拉—压 加载的疲劳行为研究

机械和结构零部件除了承受旋转弯曲疲劳载荷外,承受轴向载荷也是一种常见情况。因此,疲劳研究也应该考虑轴向加载条件下材料的疲劳行为。此外,轴向加载也常常用于调查材料的基本疲劳行为。这是由于与旋转弯曲疲劳试验、扭转疲劳试验相比,轴向加载疲劳试验不受应力梯度的影响。

鉴于常频加载的超高周疲劳试验需要较长的时间才能完成。因此,为了实现加速疲劳试验目标,本章考虑采用没有应力梯度影响的超声频率轴向对称拉—压疲劳试验进行研究 GCr15 钢超高周疲劳行为的研究。

3.1 超声轴向加载疲劳试验

3.1.1 试验材料、试验机及试验方法

(一) 超声疲劳试验机

超声疲劳试验基本设备包括以下几个方面,如图3-1所示。

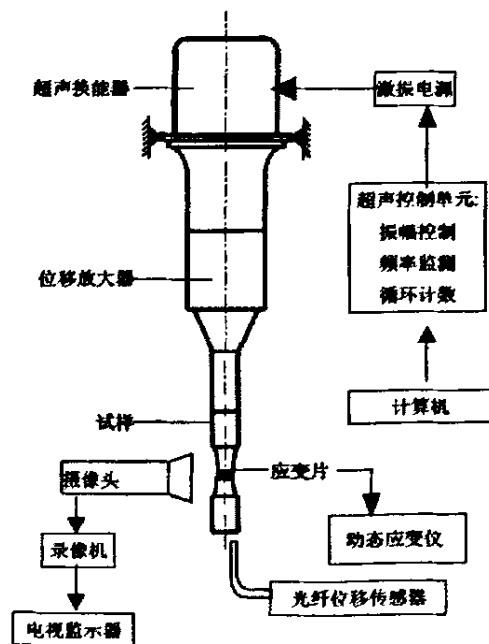


图 3-1 超声疲劳试验装置示意图

(1) 试验控制与数据采集系统:

由计算机、数据采集卡、控制及测试软件组成。用计算机辅助控制,可

以随机调控加载水平, 实时测量、记录试验参数。试样断裂后, 可自动记录试验结果, 并停机。

(2) 谐振系统:

- ①激振电源, 输出高频(20kHz) 正弦波电信号, 可用调压器控制振幅。
- ②压电陶瓷换能器, 将电源提供的电信号转换成机械振动。
- ③放大器, 放大(或衰减) 来自换能器的振动振幅。

(3) 检测系统:

包含摄像—录制—显示系统, 用于监测、记录试验过程。光纤传感器, 测量振动的振幅、频率和振动周次; 动态应变仪, 用于检测疲劳试验时试样的应变变量。

(二) 试样

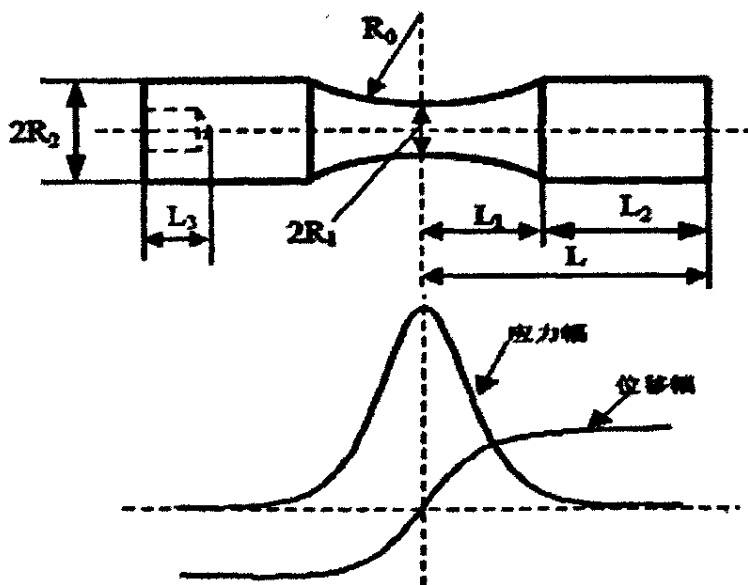


图 3-2 试样的尺寸及振动位移、应力的分布

超声疲劳试验是以外加信号激励试件发生谐振, 在试件中生成谐振波, 沿试件长度方向建立纵向位移、应力-应变场, 从而实现加载。在试验的过程中, 试样受到沿轴向的谐振振动激励, 最大应力在试样的中部产生, 应力幅值通过端部最大位移计算。因此, 试件几何形状必须满足谐振条件, 才能达到试验所需的应力-应变水平。

这里只简单的介绍谐振试件的共振长度 L_2 的计算, 推导过程约去, 详见文献[80]。纵向波通过变截面杆的传播控制方程为

$$\frac{d^2 U(x)}{dx^2} + \frac{S'(x)}{S(x)} \frac{dU(x)}{dx} - K^2 U(x) = 0 \quad (3-1)$$

在式子(3-1)中, U 为振动位移, S 为横截面面积, K 为循环波数, 它们的具体表达式如下

$$K^2 = \frac{w^2}{C^2} \quad w = 2\pi f \quad C = \sqrt{\frac{E_d}{\rho}} \quad (3-2)$$

式中, w 角频率, f 为试验频率, C 为波传播速率, E_d 是材料动弹性模量, ρ 为材料的密度, 得到共振长度 L_2 的计算公式如下

$$L_2 = \frac{1}{K} \arctan \left\{ \frac{1}{K} \left[\frac{\beta}{\text{th}(\beta L_1)} - \alpha \text{th}(\alpha L_1) \right] \right\} \quad (3-3)$$

$$\alpha = \frac{1}{L_1} \text{arch}\left(\frac{R_2}{R_1}\right) \quad \beta = \sqrt{\alpha^2 - K^2} \quad L_1 = \sqrt{R_0^2 - (R_0 + R_1 - R_2)^2} \quad (3-4)$$

试样首先由棒材切出, 然后经过比预定的尺寸大 0.1mm 的旋削加工后, 然后在试样的一端攻 M5 的内丝。机加工完成后进行热处理, 方式与旋转弯曲疲劳试样的热处理条件相同。热处理完成后, 使用 400~2000# 的砂纸依次在试样变截面处研磨, 至图 3-2 中所示尺寸。这里 $R_0 = 31\text{mm}$, $R_1 = 1.5\text{mm}$, $R_2 = 5\text{mm}$ 。

(三) 试验方法

试验前, 为使计算机控制系统准确监控试样端面的振动位移, 需要对超声疲劳振动位移进行标定。

试验开始后, 首先使用压缩空气对部分试样进行冷却, 加载从应力幅 $\sigma_a = 1000\text{MPa}$ 开始, 到 500MPa 结束, 试验的应力比 $R = -1$ 。试验的疲劳周次在 $10^4 \sim 10^{10}$ 之间, 通过使用 OM 对试样断口的观察发现, 空冷的断口内部萌生裂纹的夹杂周围几乎都有“发蓝”的现象, 但在 SEM 的观察下却没有发现。发蓝的现象说明在空冷条件下, 夹杂物周围的温度达到了 200~400℃ 的高温 (GCr15 钢的蓝脆温度)。这样的高温会加速疲劳裂纹的扩展, 从而降低疲劳寿命。

为了获得没有温度影响的超声疲劳试验数据, 并且考察在空冷的条件下, 试样内部升温现象对疲劳寿命的影响, 从而在充分考虑了高强度钢在低应力幅区, 以内部裂纹萌生引起的破坏为主的破坏现象后, 对试样采用了水冷却的方法, 在抑制试样的温度升高的条件下, 以期待获得低应力高寿命区发生的内部破坏试验数据。已有文献[29]表明高碳铬轴承钢的疲劳裂纹扩展寿命

极短, 此时可以忽略, 当内部裂纹扩展到试样表面后, 水介质对裂纹扩展的加速作用。但应该指明的是, 此时的疲劳试验实际上是在水介质条件下的腐蚀疲劳试验。

水冷条件下, 加载从应力幅 $\sigma_a=1000\text{MPa}$ 开始, 按应力 100MPa 的间隔逐渐下降, 到 400MPa 结束, 试验的应力比 $R=-1$, 试验的疲劳周次在 $10^4 \sim 10^9$ 之间。

试验结束后, 使用 SEM 和 OM 仔细观察试样的断口形貌, 寻找裂纹源, 分析断裂原因, 同时使用“维士”金相分析系统对断口的裂纹萌生及扩展尺寸参数进行了测量。

3.2 试验结果

3.2.1 疲劳 S-N 试验数据

试验数据由表 3-1 给出, 分布情况由图 3-3 表示。图中的圆符号表示超声空冷的试验数据, 三角符号表示超声水冷的试验数据。根据后面叙述的对断口观察结果可知, 疲劳裂纹萌生位置也分为两种, 即试样的表面和内部, 空心符号 (○和△) 和实心符号 (●和▲) 分别表示裂纹萌生于表面和内部的试验数据。

表 3-1(a) GCr15 钢超声疲劳水冷 S-N 数据 (*表示内部)

序号 (i)	应力 (MPa)	寿命 (Cycles)	序号 (i)	应力 (MPa)	寿命 (Cycles)
1	1000	89324	13	700	44035000
2	1000	273980	14	600	1704600
3	1000	618040	15	600	7948300
*4	900	606100	16	600	17058000
*5	900	795280	17	600	22835000
*6	900	3852800	18	600	37632000
7	800	611860	19	500	9614100
8	800	1508700	20	500	10100000
9	800	5181700	21	500	13255000
10	700	3643000	22	400	103480000
11	700	6162200	23	400	160220000
12	700	11726000	24	400	312570000

表 3-1(b) GCr15 钢超声疲劳空冷 S-N 数据 (*表示表面)

序号 (i)	应力 (MPa)	寿命 (Cycles)	序号 (i)	应力 (MPa)	寿命 (Cycles)
*1	1000	13041	9	600	481880
2	800	242840	10	600	674120
3	800	124800	11	600	42904000
4	700	97400	12	600	619125000
5	700	18887000	13	600	793383000
6	700	29887000	14	550	2950660000
7	700	64729000	15	550	3865700000
8	700	116100000	16	500	5307600000

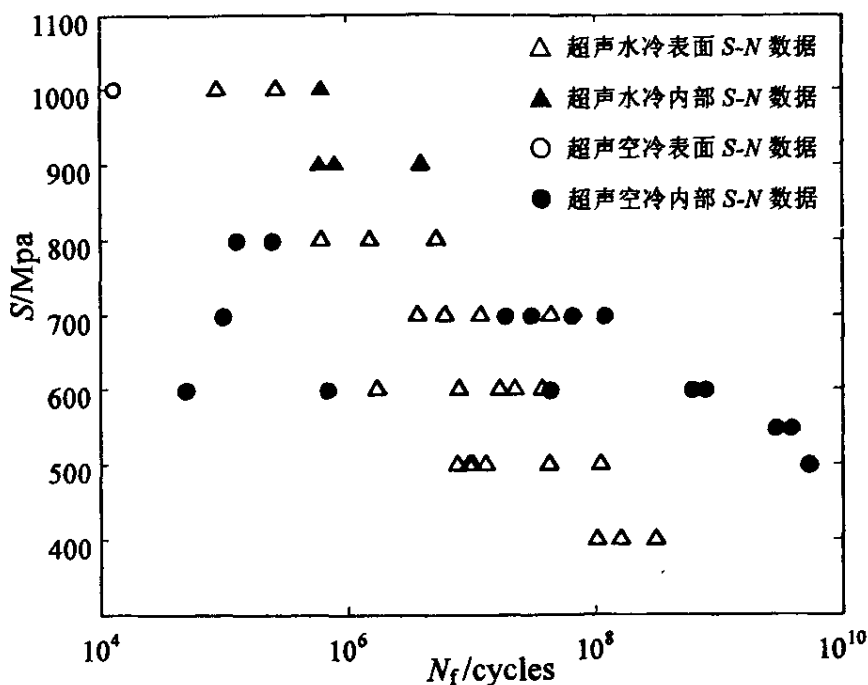


图 3-3 GCr15 钢超声疲劳 S-N 试验数据

从图 3-3 可以明显看出, 在压缩空气冷却方式下, 800MPa 以下区域的试验数据基本呈现单一的内部破坏模式, 并且试验数据的分散性特别的大。而水冷的形式下, 基本呈现单一的表面破坏模式。在 700MPa 以上的高应力短寿命区域, 水冷却下的疲劳断裂循环数远远大于空冷下的断裂循环数, 而在 700MPa 以下的低应力长寿命区域, 随着应力的逐渐降低, 水冷却下的疲劳断裂循环数远远小于空冷下的断裂循环数。并且在水冷条件下的应力较高的区域内, 虽然在 1000MPa 应力水平下, 表面裂纹的发生和内部裂纹的发生也同时存在, 也表现为一种混合分布的破坏形态。但由于试验数据太少, 这

种现象不明显。

3.2.2 断口的观察

疲劳试验后，使用 SEM 和 OM 对试样断口进行了详细地观察。在超声空冷条件下，通过 SEM 观察发现，疲劳的破坏模式与旋转弯曲加载试验很相似，试样的疲劳破坏仍可分成表面和内部两种破坏模式。但是不同的是，其表面破坏只是由试样表面的夹杂引起的，见图 3-10(a)。内部破坏是由试样内部的非金属夹杂引起的，在夹杂的周围有“Fish-eye”形貌特征的内部裂纹的萌生，见图 3-10(b)。另外，萌生内部裂纹的夹杂物周围有一个的粗糙区 ODA 被观察到，见图 3-10(c)。但是在光学显微镜彩色照片中，可以清楚的发现，在非金属夹杂周围有着明显的烧痕，如图 3-10(d) 所示。

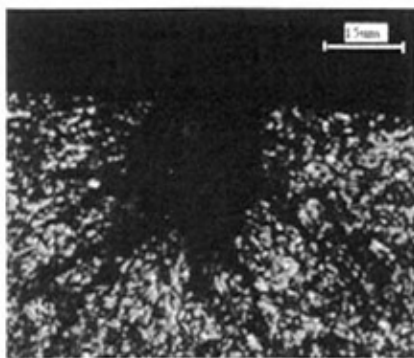


图 3-4(a) 裂纹萌生于表面夹杂图（空冷）
($\sigma=1000\text{MPa}$, $N_f=13041$)

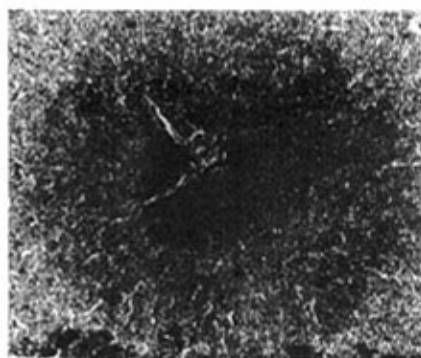


图 3-4(b) 裂纹萌生于内部夹杂图（空冷）
($\sigma=600\text{MPa}$, $N_f=619125000$)

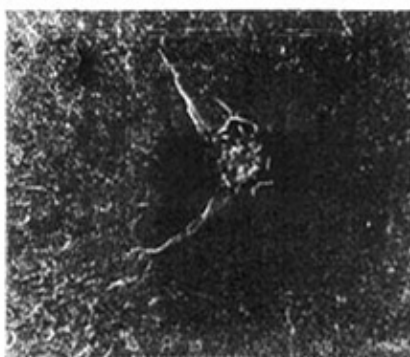


图 3-4(c) 非金属夹杂和 ODA（空冷）
($\sigma=600\text{MPa}$, $N_f=619125000$)

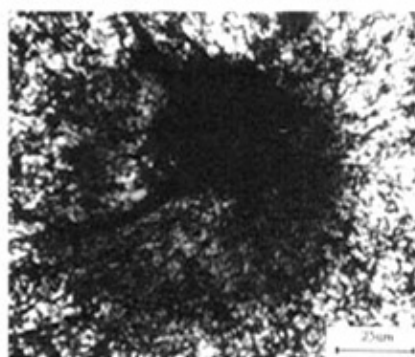


图 3-4(d) 非金属夹杂周围的烧痕（空冷）
($\sigma=600\text{MPa}$, $N_f=619125000$)

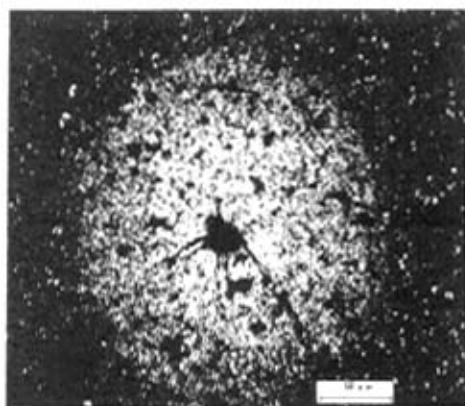


图 3-4(e) 裂纹萌生于内部夹杂（水冷）
($\sigma=1000\text{MPa}$, $N_f=618040$)

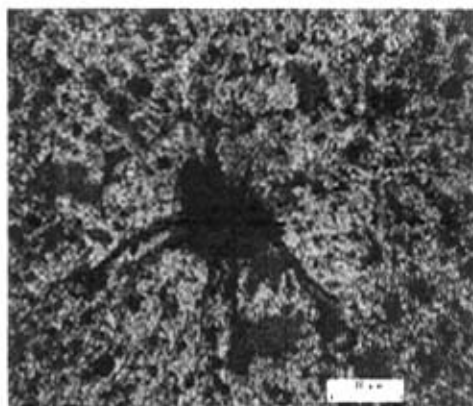


图 3-4 (f) 内部夹杂（水冷）
($\sigma=1000\text{MPa}$, $N_f=618040$)

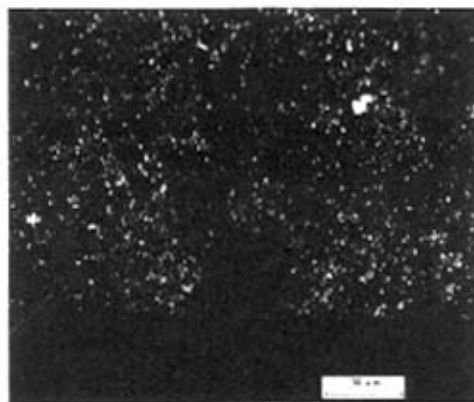


图 3-4 (g) 带有腐蚀的裂纹萌生于表面（水冷）

图 3-4 超声试样断口的裂纹萌生观察图

在水冷却的条件下，使用 Leica 光学显微镜(OM)对试样断口进行了详细观察，试样的疲劳破坏也可分成表面和内部两种。试样的内部破坏也是由试样内部的非金属夹杂引起的，在夹杂的周围有“Fish-eye”形貌特征的内部裂纹的萌生,如图 3-4(e)和 3-4(f)所示。与空冷不一样的是，在非金属夹杂周围没有明显的烧痕，但在裂纹萌生的区域有着明显的腐蚀现象。这一点在表面破坏模式下表现的尤为突出，分析其破坏原因，可以认为除了由表面夹杂引起外，水介质的腐蚀疲劳成了裂纹萌生的重要原因，这点，对低应力高寿命区影响尤为突出。如图 3-4(g)所示。

3.2.3 裂纹萌生及扩展尺寸的测定

利用“维士”金相分析系统对裂纹萌生及扩展的主要特征尺寸参数进行了测量。包括裂纹萌生位置处夹杂的深度 d_{inc} （表示从试样表面到裂纹萌生位置处夹杂的中心距离）和初期裂纹的面积 $Area_{ini}$ （包括夹杂和 ODA 的面

积), 数值如表 3-2 所示, 然后对它们进行了统计评估。

表 3-2 裂纹的特征尺寸参数值

序号 (i)	应力 (MPa)	试验类型	破坏形式	夹杂大小 (μm)	ODA 大小 (μm)	夹杂深度 (μm)
1	1000	超声空冷	表面	18.2579	—	0
2	800		内部	34.6784	—	362.29
3	800			30.8028	—	46.72
4	700			12.2016	40.9292	22.12
5	700			36.4693	45.6664	59.64
6	700			39.0694	57.4333	237.92
7	700			32.4788	69.2755	426.75
8	700			11.1530	43.0907	261.59
9	600			37.5196	60.7806	492.04
10	600			33.4533	56.3004	241.89
11	600			45.5455	63.9217	378.92
12	600			44.1635	60.0912	240.87
13	600			34.7556	56.3026	219.03
14	1000	超声水冷	表面	22.6283	—	0
15	1000		内部	19.1113	26.1257	123.82
16	900			18.5059	28.7487	313.41
17	900			21.8721	27.0503	300.99
18	900			27.8718	—	373.23
19	800		表面	29.9443	—	0
20	700			26.3886	—	0

图 3-5 给出了两种冷却方式下夹杂深度 d_{inc} 和断裂循环数 N_f 的关系。如图所示, 在空冷条件下, 夹杂深度 d_{inc} 在 23~500 μm 的范围内分布, 与 N_f 的相关性没有被看到。在水冷条件下, 夹杂深度 d_{inc} 在 123~325 μm 的范围内分布, 与 N_f 的相关性也没有被看到。

图 3-6 给出了两种冷却方式下初期裂纹尺寸参数 $\sqrt{\text{Area}_{\text{ini}}}$ 和应力幅 σ_a 的关系。这里, 对于裂纹萌生处尺寸参数 $\sqrt{\text{Area}_{\text{ini}}}$, 是根据在 OM 拍摄的图片上观察到的由表面夹杂引起断裂的裂纹面积($\text{Area}_{\text{ini,s}}$)和内部夹杂面积($\text{Area}_{\text{ini,inc}}$)求出的。

在空冷条件下, 表面夹杂的尺寸参数 $\sqrt{\text{Area}_{\text{ini,s}}}$ 只有一个, 数值为 13.62 μm (图中用○符号表示); 内部夹杂的尺寸参数 $\sqrt{\text{Area}_{\text{ini,inc}}}$ 的值在 11~46 μm 之间分布 (图中用●符号表示), 初期裂纹尺寸参数随着 σ_a 的变化不明显, 与 σ_a

的相关性没有被看到。

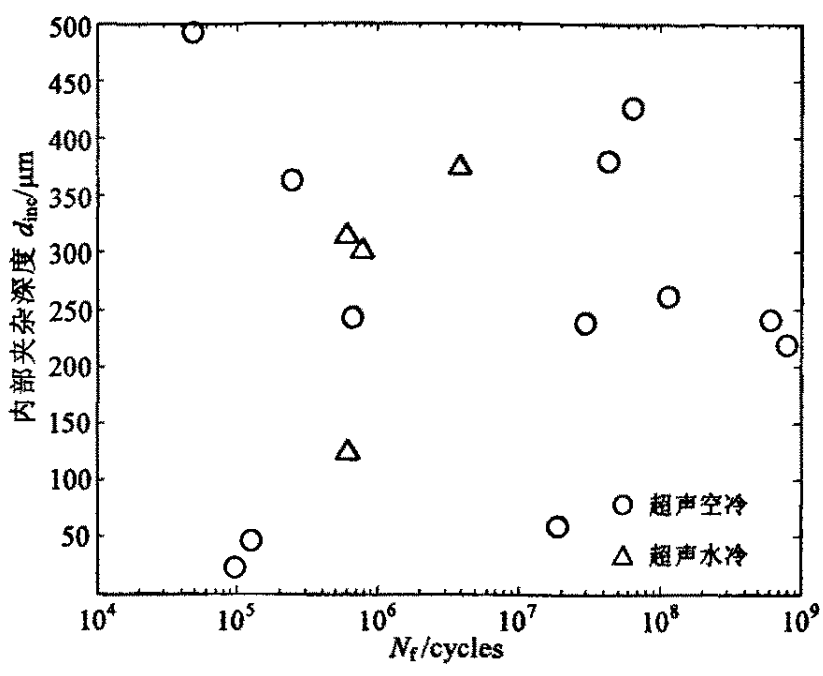


图 3-5 d_{inc} 和断裂循环数 N_f 的关系

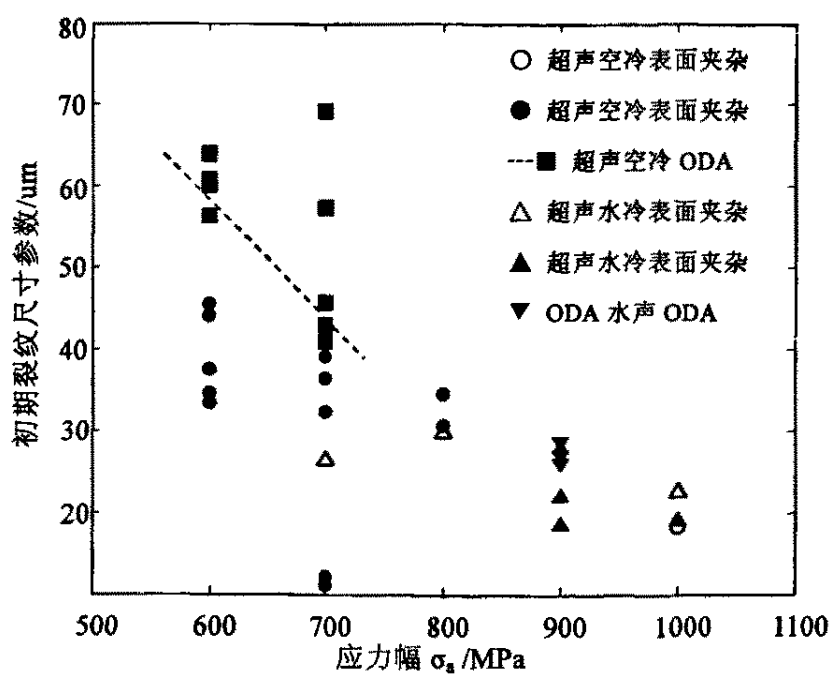


图 3-6 裂纹尺寸参数和应力幅的关系

在水冷条件下， $\sqrt{Area_{m,s}}$ 的数值在 22~30 μm 之间分布（图中用 Δ 符号

表示); $\sqrt{Area_{ini,inc}}$ 在 $18\sim 28\ \mu\text{m}$ 之间分布 (图中用 \blacktriangle 符号表示), 初期裂纹尺寸参数同样随着 σ_a 的变化不明显, 与 σ_a 的相关性没有被看到。

在空冷条件下, $\sqrt{Area_{oxi}}$ 的值在 $40\sim 70\ \mu\text{m}$ 之间分布 (图中用 \blacksquare 符号表示), 除个别点外, 它随着 σ_a 的减小而增加。而在水冷条件下, 只在应力幅 900MPa 下夹杂周围有 ODA 现象, $\sqrt{Area_{oxi}}$ 的值在 $26\sim 29\ \mu\text{m}$ 之间 (图中用 \blacktriangledown 符号表示)。

3.3 考察

3.3.1 疲劳 S-N 曲线

采用“最小二乘法”分别对表 3-1 中的超声水冷疲劳试验数据进行拟合, S-N 模型采用 bansqun 模型, 得其 S-N 曲线方程如下

$$\text{水冷 } Y=21.9522-5.3564\lg(S) \quad (3-5)$$

如图 3-7 所示。从图中可以看出, 水冷却条件下的 S-N 曲线表现为持续下降的趋势, 所谓的疲劳极限也没有出现。由于超声空冷疲劳试验数据比较分散, 拟合效果较差, 因此只是近似给出了 S-N 曲线形式。

同时还可以发现, 空冷和水冷条件下的 S-N 曲线的形式差异很大, 初步分析造成两者巨大差异的主要原因就是冷却方式的不同。至于原因的具体分析, 将结合常规轴向加载疲劳试验的试验结果在第 5 章给出。

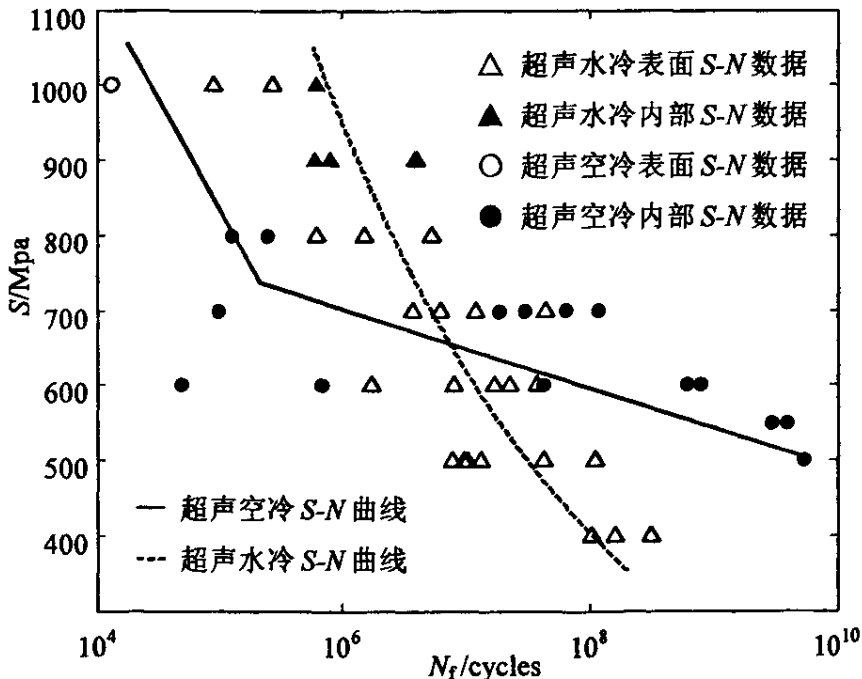


图 3-7 GCr15 钢超声疲劳 S-N 曲线

3.3.2 裂纹萌生及扩展的断裂力学条件

通过 Murakami 公式(3-6)和(3-7) 求出了裂纹萌生位置处的初期应力强度因子幅值 ΔK_{ini} ，通过表面裂纹萌生位置的 $\Delta K_{ini,s}$ 和内部裂纹萌生位置的 $\Delta K_{ini,inc}$ 的比较分析，考察了裂纹萌生于表面和内部模式下的破坏机理。在这里与旋转弯曲疲劳试验的不同之处在于应力的不同，这里的 σ 是名义应力。

对于裂纹萌生于表面的破坏模式：

$$\Delta K_{ini,s} = 0.65\sigma\sqrt{\pi\sqrt{Area_s}} \quad (3-6)$$

对于裂纹萌生于内部的破坏模式：

$$\Delta K_{ini,inc} = 0.5\sigma\sqrt{\pi\sqrt{Area_{inc}}} \quad (3-7)$$

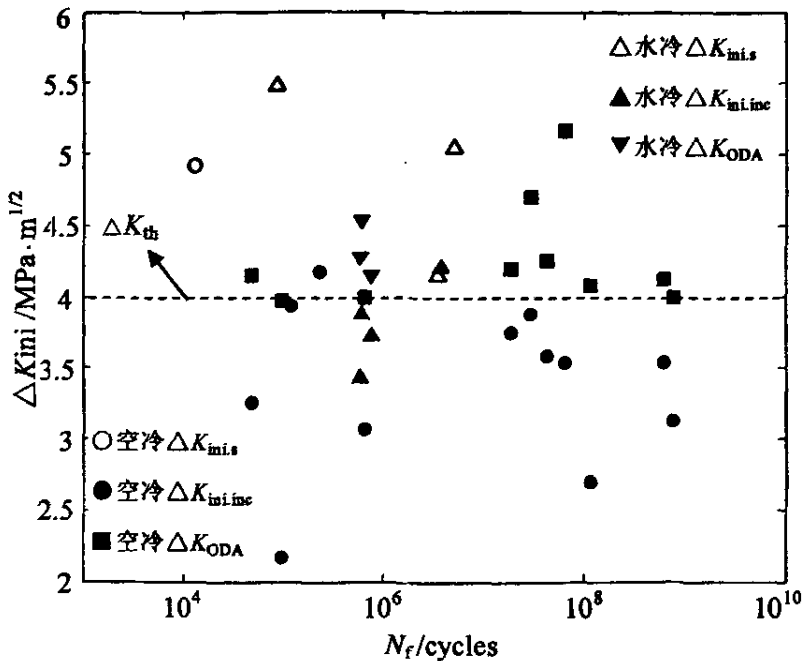


图 3-8 初期应力强度因子幅值和断裂循环数的关系

图 3-8 给出了初期应力强度因子幅值 ΔK_{ini} 和断裂循环数 N_f 的关系，在空冷条件下，表面裂纹萌生位置的 $\Delta K_{ini,s}$ 只有一个，数值大约为 $5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ （图中以 \circ 符号表示），与该材料的表面裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} ($\approx 4 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) 相比要略大，而 $\Delta K_{ini,inc}$ 在 $2 \sim 4 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 的范围内分布（图中以 \bullet 符号表示），大部分与 ΔK_{th} 相比要小。这就意味着即使在小于表面裂纹扩展的门槛值以下，以内部裂纹的萌生及扩展作为条件的疲劳破坏仍然发生。而 ΔK_{ODA}

的值受 N_f 的影响不大, 基本在 $4 \sim 5 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 的范围内分布 (图中以 ■ 符号表示), 与 ΔK_{th} 相同。

在水冷条件下, 表面裂纹萌生位置的 $\Delta K_{ini.s}$ 在 $4 \sim 5.5 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 的范围内分布 (图中以 \triangle 符号表示), 同样与 ΔK_{th} ($\approx 4 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) 相比略大, 而 $\Delta K_{ini.inc}$ 在 $3 \sim 4 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 的范围内分布 (图中以 \blacktriangle 符号表示), 也意味着在小于表面裂纹扩展的门槛值以下, 以内部裂纹的萌生及扩展作为条件的疲劳破坏仍然发生。 ΔK_{ODA} 的值在 $4 \sim 4.5 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 的范围内分布 (图中以 \blacktriangledown 符号表示), 与 ΔK_{th} 基本相同。因此可以推测, ODA 区域的形成对内部破坏模式的疲劳破坏起着重要的作用。

3.4 小结

本章介绍了 GCr15 钢 20KHz 的超声轴向拉-压疲劳试验, 主要结论如下:

(1) 断口的观察表明, 在两种冷却条件下, GCr15 钢的超声疲劳破坏分为两种, 一种是由表面夹杂引起的表面疲劳破坏; 一种为内部的非金属夹杂物引起的内部疲劳破坏, 并且在内部夹杂物的周围伴有“ODA”现象的产生, 整个内部裂纹具有典型的“Fish-eye”形貌特征。在空冷条件下, 内部夹杂周围有“发蓝”现象。而在水冷条件下, 腐蚀疲劳是裂纹萌生的重要原因。

(2) 得到了 GCr15 钢在不同冷却方式下的超声轴向加载的疲劳 $S-N$ 曲线, 都呈现单调持续下降的趋势, 所谓的疲劳极限没有出现, 两种冷却方式下的 $S-N$ 曲线形式差异很大。

(3) 对裂纹的萌生位置的初期应力强度因子幅值 ΔK_{ini} 的计算结果表明, 表面裂纹扩展的门槛值 ΔK_{th} ($\approx 4 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) 是控制表面裂纹萌生和扩展的力学界限。而 ODA 区域的应力强度因子幅值 ΔK_{ODA} (超声水冷: $4 \sim 4.5 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, 超声空冷: $4 \sim 5 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) 是控制内部裂纹扩展的力学界限。

第 4 章 GCr15 钢常规轴向对称拉一压

加载的疲劳行为研究

第 3 章的超声疲劳试验结果说明常规的空冷条件不能抑制试样内部发热现象, 而水冷虽然可以抑制试样的发热现象, 但只能获得高应力幅短寿命区的内部疲劳破坏数据。这是由于水冷腐蚀疲劳的影响, 使表面裂纹萌生加速, 在低应力幅长寿命区表面腐蚀疲劳成为疲劳破坏的主要形式。因此, 超声疲劳超声疲劳由于存在试样发热问题, 水冷条件下的表面腐蚀的试验结果已经偏离了本研究的宗旨, 而在空冷条件下获得的试验结果很难反映材料的真实疲劳行为。

本章通过常频对称拉一压疲劳试验获得准确的 GCr15 钢超高周疲劳试验数据, 分析了 GCr15 钢的超高周疲劳行为, 为下一章讨论超高周疲劳试验的可行性打下基础。

4.1 常规轴向加载疲劳试验

4.1.1 试验材料、试验机及试验方法

(一) 试样

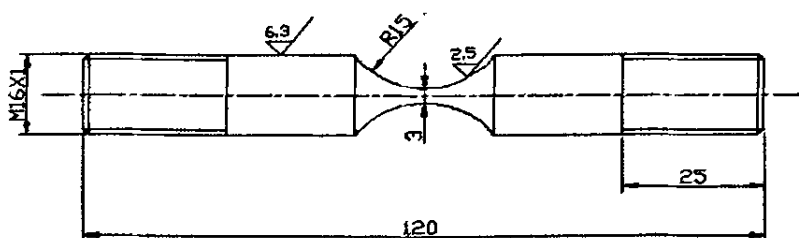


图 4-1 试样的尺寸 (单位: mm)

GCr15 钢常规频率拉一压加载试样的形状为沙漏形, 尺寸如图 4-1 所示。试样首先由直径为 20mm 的棒材切出, 然后经过比预定的尺寸大 0.1mm 的旋削加工后, 然后在试样的两端攻 M16×1 的丝。机加工完成后, 进行热处理。热处理条件同 2.1.1 节的旋转弯曲疲劳试验。热处理完成后, 使用 400~2000 # 的砂纸依次在试样变截面处研磨, 至图中所示尺寸。金相组织同旋转弯曲

的试验材料。

(二) 试验机

疲劳试验采用的是瑞士 RUMUL 公司生产的功率最高为 400W 的 TESTRONIC-250KN 型疲劳试验机, 主要由主机, 电气控制箱、和计算机三大部分组成。它是基于共振振动原理进行工作, 根据试样刚度的不同, 试验机反映的加载频率不同, 即试样的刚度越大, 试验的加载频率越高; 反之, 加载频率下降。试验机主机的外型及结构如图 4-2 所示。

Legend

- 1 Main mass m_1 , variable in 8 steps
- 2 Counter mass m_0 built as a T-slotted table
- 3 Specimen or component
- 4 RUMUL load cell, resistant to fatigue
- 5 MAGNODYN excitation system (original RUMUL)
- 6 Preload springs for static load
- 7 Columns of the load frame
- 8 Precise ball bushings
- 9 Travelling cross beam
- 10 Ball screw spindle
- 11 Spindle drive with servomotor
- 12 Damping supports (springs)

———— Static load flow
 - - - - - Dynamic load flow

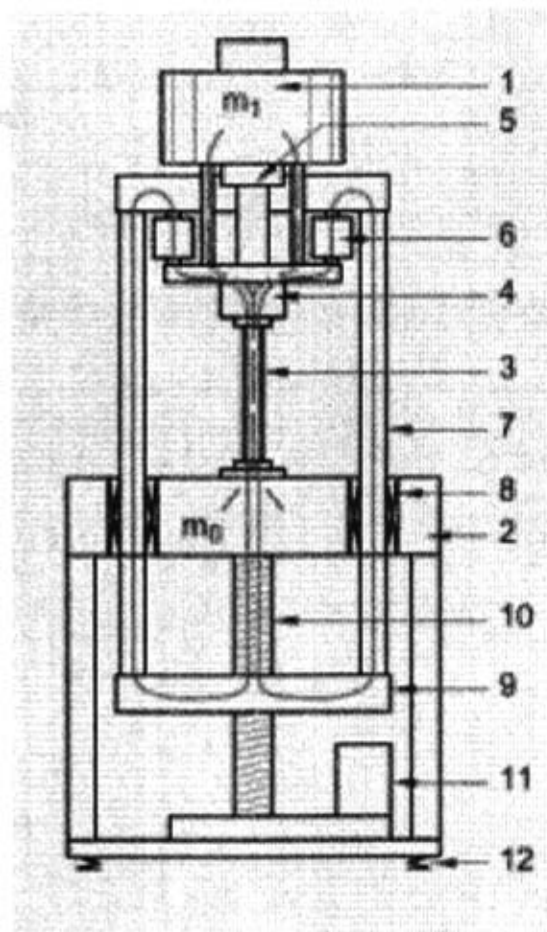


图 4-2 试验机外型及结构图

(三) 试验方法

试验在室温空气中进行, 加载频率约为 95Hz。加载首先从应力幅 $\sigma_a=1000\text{MPa}$ 开始, 按应力 100MPa 的间隔逐渐下降, 到 600MPa 结束, 应力水平级数为五级, 每个应力下作两根试样, 应力比 $R=-1$ 。试验的疲劳周次在 $10^4 \sim 10^9$ 之间。

试验结束后, 使用 OM 详细观察试样的断口形貌, 寻找裂纹源, 分析断裂原因, 同时使用“维士”金相分析系统对断口的裂纹萌生位置及尺寸参数进行了测量。

4.2 试验结果

4.2.1 疲劳 $S-N$ 数据

表 4-1 GCr15 钢常规拉-压疲劳 $S-N$ 数据

序号 (i)	应力 (MPa)	寿命 (Cycles)
*1	1000	3580
2	1000	18200
3	900	25007
*4	900	33420
*5	800	130220
*6	800	839444
7	700	3088911
8	700	7098123
9	600	25117737
*10	600	144243658

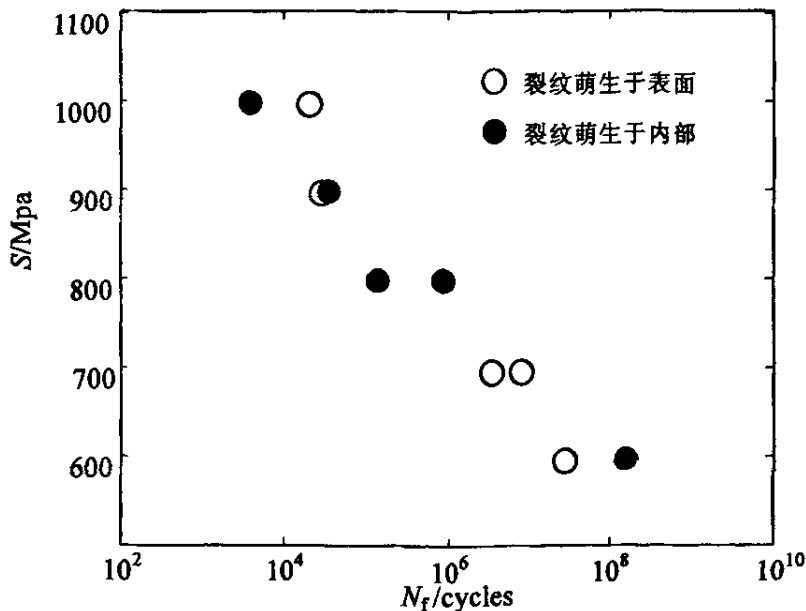


图 4-3 GCr15 钢常规拉-压疲劳 $S-N$ 数据分布图

试验数据由表 4-1 给出(表中符号“*”表示裂纹萌生于内部的试验数据),

疲劳周次在 $10^4 \sim 10^9$ 之间, 其随应力的分布情况见图 4-3。根据后面叙述的对断口观察结果可知, 疲劳裂纹的萌生方式同旋转弯曲一样, 也分为表面和内部萌生, 在图中分别用空心圆符号 (○) 和实心圆符号 (●) 表示。并且在很宽的应力范围里也表现为一种混合分布的模式。

4.2.2 断口的观察

疲劳试验后, 使用 OM 对试样断口的形貌进行了详细的观察。根据裂纹萌生位置的不同, 疲劳破坏可以分成两类破坏模式。一类是表面破坏模式, 它是由试样表面晶体滑移或表面的夹杂引起, 见图 4-4(a) 和 4-4(b)。另一类是内部破坏模式, 它是由试样内部的非金属夹杂引起的, 在夹杂的周围存在 “Fish-eye” 形貌特征, 见图 4-4(c)。在部分内部裂纹萌生位置的夹杂周围有一个颗粒状的 ODA 区被观察到, 见图 4-4(e)。而在部分内部裂纹萌生位置的夹杂周围没有明显的 ODA 区被观察到, 如图 4-4(d) 所示。

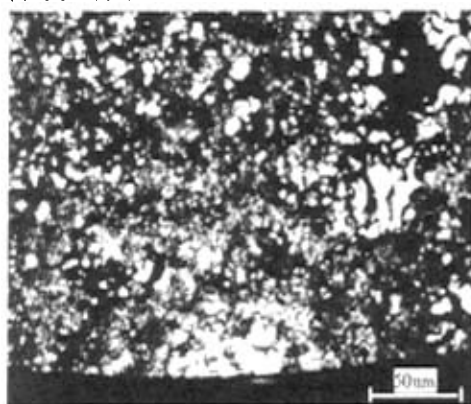


图 4-4(a) 裂纹萌生于表面晶体滑移
($\sigma=700\text{MPa}$, $N_f=3088911$)

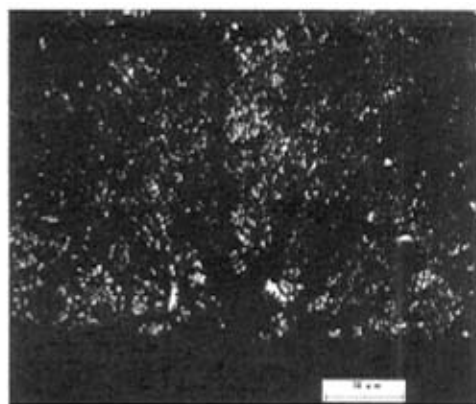


图 4-4(b) 裂纹萌生于表面夹杂
($\sigma=700\text{MPa}$, $N_f=7097035$)

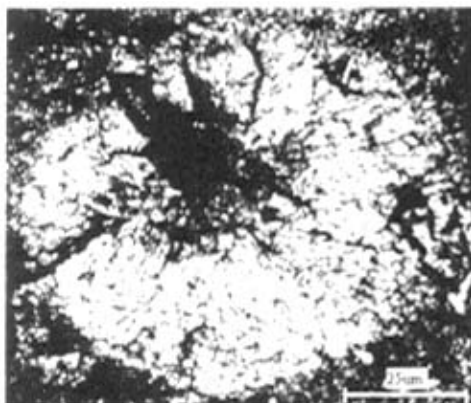


图 4-4(c) 裂纹萌生于内部夹杂 (有 ODA)
($\sigma=600\text{MPa}$, $N_f=144243658$)

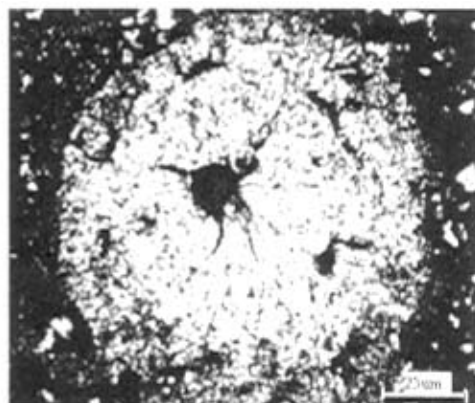


图 4-4(d) 裂纹萌生于内部夹杂 (无 ODA)
($\sigma=800\text{MPa}$, $N_f=839444$)

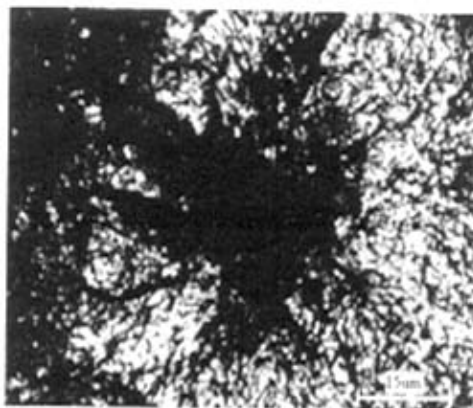


图 4-4(e) 内部夹杂和 ODA

(σ=600MPa, $N_f=144243658$)

图 4-4 试样断口的裂纹萌生观察图

4.2.3 裂纹萌生及扩展尺寸的测定

同样利用“维士”金相分析系统对裂纹萌生及扩展的主要特征尺寸参数进行了测量。图 4-5 给出了夹杂深度 d_{inc} 和断裂循环数 N_f 的关系。如图所示, 夹杂深度 d_{inc} 在 $29\sim190\mu\text{m}$ 的范围内分布, 与 N_f 的相关性没有被看到。图 4-6 给出了初期裂纹尺寸参数 $\sqrt{Area_{ini}}$ 和应力幅 σ_a 的关系。表面夹杂的尺寸参数 $\sqrt{Area_{ini}}$ 在 $13\sim29\mu\text{m}$ 之间分布 (图中用○符号表示); 内部夹杂的尺寸参数 $\sqrt{Area_{ini}}$ 的值在 $14\sim33\mu\text{m}$ 之间分布 (图中用●符号表示), 两者都随着 σ_a 的变化不明显, 与 σ_a 的相关性没有被看到; ODA 的尺寸参数 $\sqrt{Area_{oda}}$ 的值在 $27\sim58\mu\text{m}$ 之间分布 (图中用▲符号表示), 它随着 σ_a 的减小而增加。

表 4-2 裂纹的特征尺寸参数值

序号 (i)	应力 (MPa)	试验类 型	破坏形 式	夹杂大小 (μm)	ODA 大 小 (μm)	夹杂深 度 (μm)
1	1000	常规轴 向加载	内部	32.1919	—	115.95
2	1000		表面	13.6401	—	—
3	900		内部	14.5966	27.4379	29.04
4	900		表面	16.3573	—	—
5	800		内部	16.0555	33.0509	173.92
6	800		内部	18.3840	35.2754	83.46
7	700		表面	28.9375	—	—
8	600		内部	16.8211	57.4936	67.04

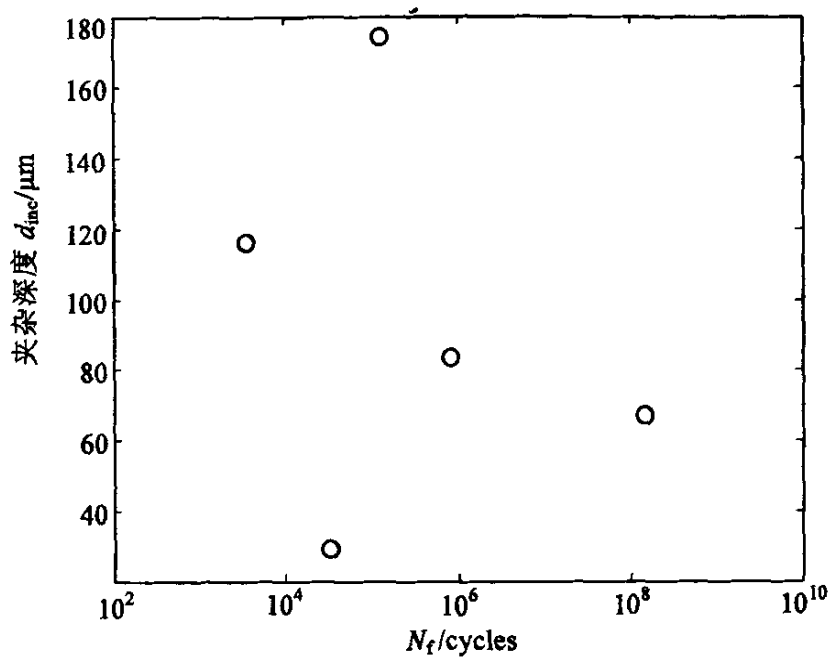
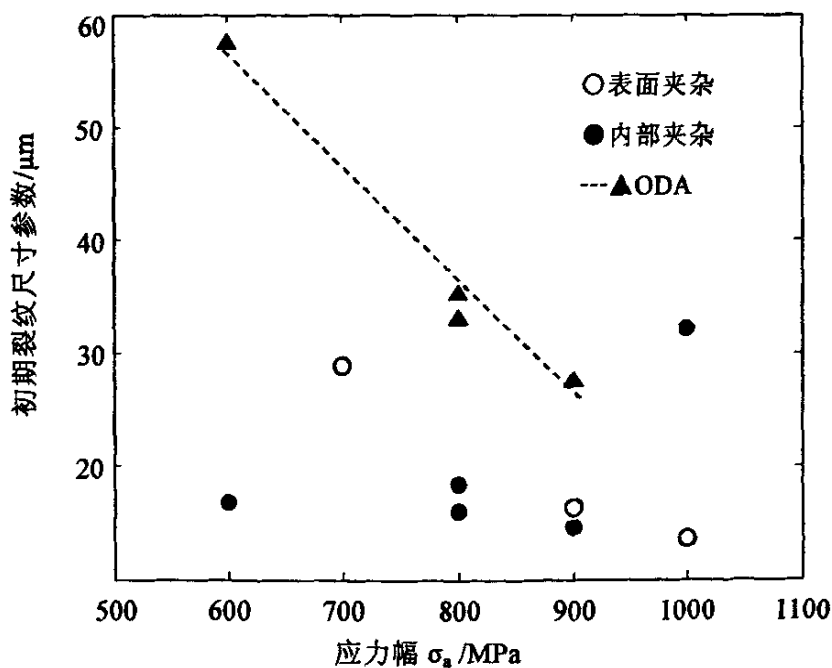
图 4-5 d_{inc} 和断裂循环数 N_f 的关系

图 4-6 裂纹尺寸参数和应力幅的关系

4.3 考察

4.3.1 疲劳 $S-N$ 曲线

使用“最小二乘法”对表 4-1 中的试验数据进行了拟合, $S-N$ 模型采用 bansqun 模型, 求得其 $S-N$ 曲线方程为

$$Y = 57.9001 - 18.0354 \lg(S) \quad (4-1)$$

如图 4-7 所示。从图中可以看出, GCr15 钢常规轴向拉-压加载的疲劳 $S-N$ 曲线呈现单调持续下降的趋势, 所谓的疲劳极限也没有出现。

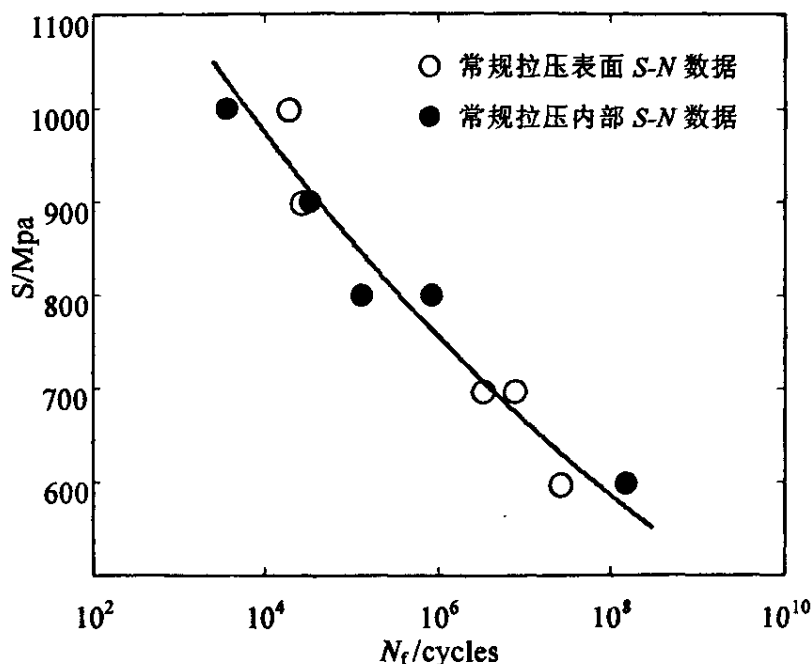


图 4-7 GCr15 钢常规拉-压疲劳 $S-N$ 曲线

4.3.2 裂纹萌生及扩展的断裂力学条件

同超声试验一样, 通过 Murakami 方程(3-6)和(3-7)求出了裂纹萌生位置处的初期应力强度因子幅值 ΔK_{ini} , 通过表面裂纹萌生位置的 $\Delta K_{ini,s}$ 和内部裂纹萌生位置的 $\Delta K_{ini,inc}$ 的比较分析, 考察了裂纹萌生于表面和内部模式下的破坏机理。

如图 4-8 给出了初期应力强度因子幅值 ΔK_{ini} 和断裂循环数 N_f 的关系, 表面裂纹萌生位置的 $\Delta K_{ini,s}$ 在 $4.2 \sim 4.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 的范围内分布 (图中以 \circ 符号表示), 与该材料的表面裂纹扩展门槛值 ΔK_{th4} ($\approx \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) 相比要略

大, 而 $\Delta K_{ini,inc}$ 除了一个在高应力幅区数值较高外, 其余都在 $2 \sim 3 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 的范围内分布 (图中以●符号表示), 与 ΔK_{th} 相比要小。这就意味着即使在小于表面裂纹扩展的门槛值以下, 以内部裂纹的萌生及扩展作为条件的疲劳破坏仍然发生。而 ΔK_{ODA} 的值受 N_f 的影响不大, 基本在 $4 \sim 4.2 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 的范围内分布 (图中以▲符号表示) 略低于表面裂纹萌生位置的 $\Delta K_{ini,s}$, 更接近于 ΔK_{th} 。

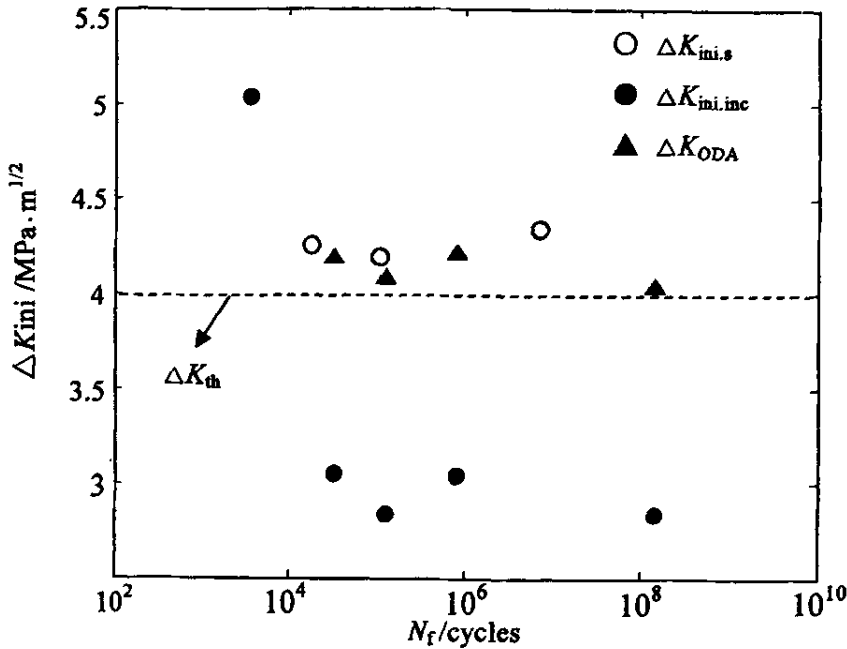


图 4-8 初期应力强度因子幅值和断裂循环数的关系

4.3.3 试样危险部位最大夹杂尺寸的推定

由于 ODA 的数据很少, 不能很好的服从 Gumbel 分布, 从而只运用统计极值法(SEV)对钢中的最大夹杂尺寸进行了预测。同时因为在超声轴向加载和常规轴向加载试验中, 试样最小截面处的受力状态相同, 因此, 这里统计分析的夹杂个数是两个试验中夹杂数的总和。具体的方法如下

首先对夹杂的尺寸进行了统计评估, 结果如图 4-9 所示, 从图中可以看出, 夹杂的尺寸能较好地服从 Gumbel 分布。

接着定义试样断面面积 S_0 , 它的大小就是试样变截面的最小面积, 为 $7065000(\mu\text{m})^2$, 选取标准视场数 N 为 28 个。

然后作图估计 SEV 方法的参数, 如图 4-10 所示。根据所得的数值, 再用最大似然法进行计算, 求得 $\alpha=8.5864$ 、 $\lambda=21.4712$ 。

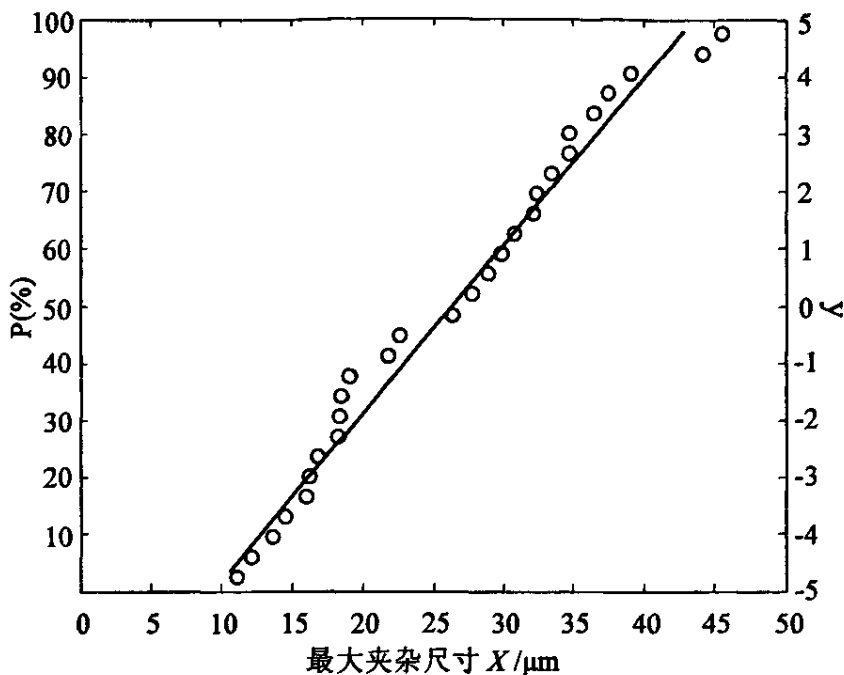


图4-9 夹杂服从Gumbel 分布的极值统计概率图

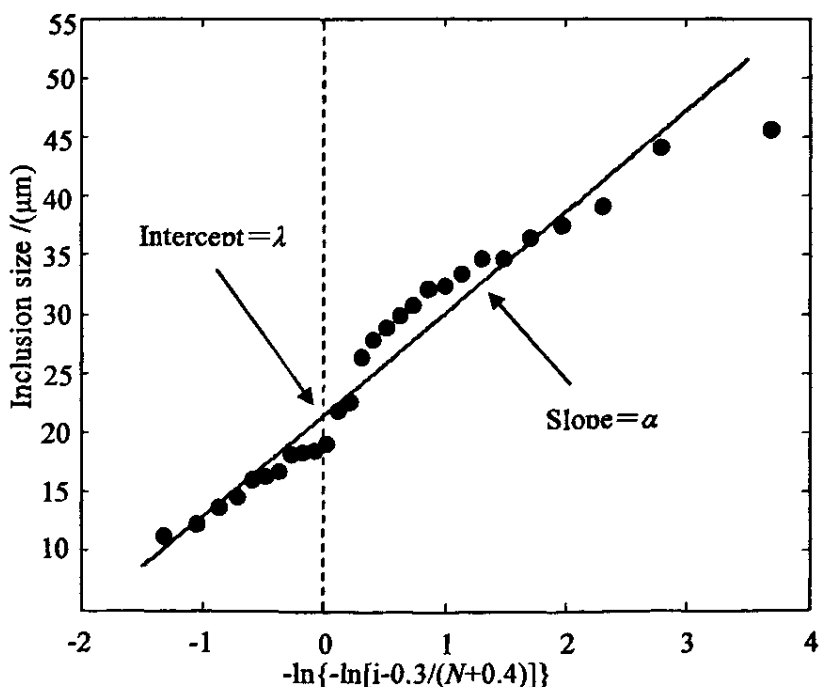


图 4-10 作图求 SEV 方法估计的参数

最后根据 $h = (\sum_i^N X_i) / N \approx 0.026209\text{mm}$, $V_0 = hS_0 = 0.185167\text{mm}^3$, 可以求

得方程为

$$X_V = 21.4712 - 8.5864 \ln[-\ln(1 - V_0/V)] \quad (4-2)$$

这里 V 的选择与旋转弯曲变截面试样的体积 V 略有不同, 示意图如 4-11 所示, V 的表达式见式子(4-3)。

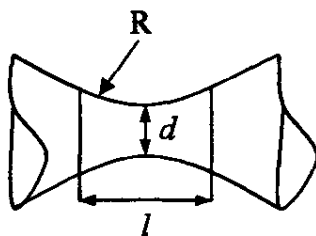


图 4-11 变截面拉—压试样体积 V 的示意图

$$V = 0.25\pi d^2 l \quad (4-3)$$

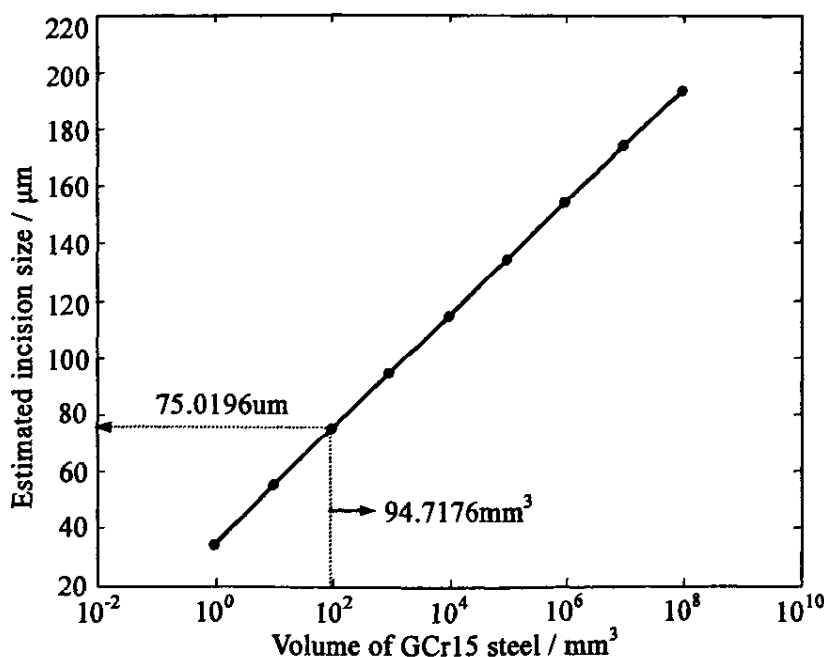


图4-12 SEV对钢中最大夹杂尺寸的预测结果

由于图 4-1 所示的试样与图 4-11 所示的有所不同, 对于 l 长度的选取, 可以这样处理, 在距离最小截面 $l/2$ 处截面的应力不超过最小截面的应力幅 90% 即可。因此, 经过计算可得: $l = 13.4066\text{mm}$, $V = 94.7176\text{mm}^3$ 。那么结合式子(4-2), 就可以得到随着 V 成倍的变化了的 X_V 的值, 如图 4-12 所示。从图中可以看出, 对应体积为 94.7176mm^3 的钢, 预测的最大夹杂尺寸为

75.0196 μm 。同时也可以发现,用 SEV 方法预测的最大夹杂尺寸也随着预测体积的增加而线性增加。

4.3.4 疲劳强度的推定

结合 Murakami 方程(2-40)和(2-41),根据 SEV 预测方法求出的最大夹杂尺寸就可以推定 GCr15 钢在不同的体积中的轴向拉-压表面和内部疲劳强度,如图 4-13 所示。通过旋转弯曲试验的结果可以知道,对于内部疲劳强度的推定是偏危险的。

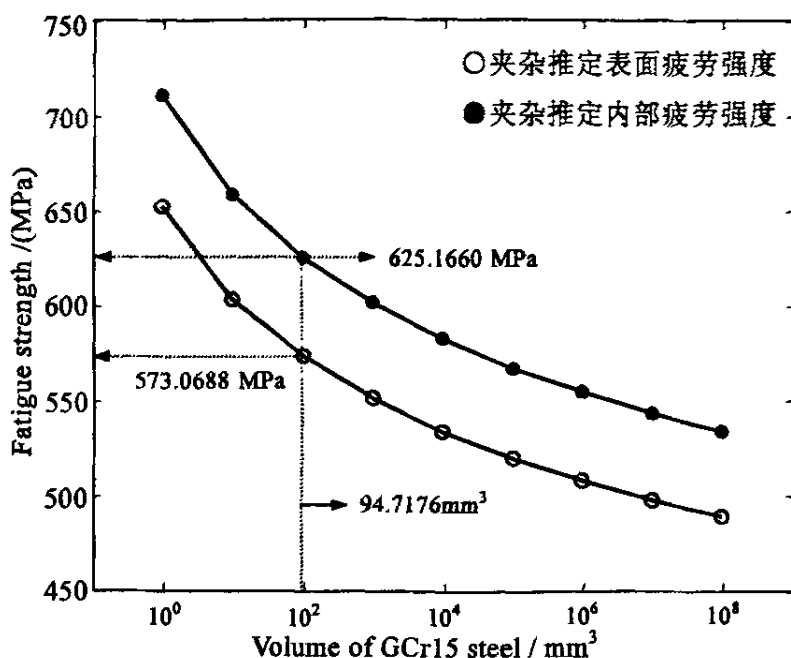


图 4-13 GCr15 钢在不同的体积中的疲劳强度

4.4 小结

本章介绍了 GCr15 钢常规频率轴向拉-压疲劳试验,主要结论如下:

(1) 通过对疲劳试验断口的详细观察发现, GCr15 钢的疲劳破坏可以分为两种,一种是表面破坏模式,它是由于试样表面晶体滑移和表面夹杂引起的;另一种为内部破坏模式,它是由试样内部的非金属夹杂物引起的,并且在夹杂物的周围伴有“ODA”现象的产生,整个内部裂纹具有典型的“Fish-eye”形貌特征。

(2) GCr15 钢常规轴向拉-压疲劳 $S-N$ 曲线在两种破坏模式出现的整个应力幅区域内,呈现单调持续下降的趋势。

(3) 使用 SEV 预测方法对材料的最大夹杂尺寸进行了预测, 并使用了 Murakami 公式推定了材料的疲劳强度, 验证了 SEV 预测方法的可行性; 同时发现使用 Murakami 公式, 通过表面夹杂尺寸推定材料的表面疲劳强度是可行的, 而通过内部夹杂尺寸推定材料的内部疲劳强度是不适合的, 带有一定的危险性。

(4) 对裂纹的萌生位置的初期应力强度因子幅值 ΔK_{ini} 的计算结果表明, 表面裂纹扩展的门槛值 ΔK_{th} ($\approx 4\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) 是控制表面裂纹萌生和扩展的力学界限。而 ODA 区域的应力强度因子幅值 ΔK_{ODA} ($4 \sim 4.2\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) 是控制内部裂纹扩展的力学界限。

第 5 章 GCr15 钢超高周疲劳试验方法的可行性研究

超高周疲劳试验需要依靠加速疲劳试验设备实现。目前常用的加速疲劳试验机是以多数日本学者采用的一台机器同时完成多试样的常规加载频率疲劳试验机（旋转弯曲和轴向加载两类）和欧洲学者采用的单试样超声频率轴向加载疲劳试验机为主流。多数日本学者认为超声疲劳试验产生的频率和试样对疲劳强度的影响目前还很难进行定量评估，因此，尽管试验周期较长，他们仍然坚持采用一台机器同时完成多试样的常规加载频率疲劳试验方法。另一方面，欧洲学者认为超声加载疲劳试验不仅省时、省力、而且试验成本也低，只要采取适当的冷却降温方法，超声疲劳试验机还是可以用于超高周疲劳研究的。

为了确立以 GCr15 钢为代表的高强度钢的合理的试验方法，本文第 2 章完成了常频旋转弯曲疲劳试验，第 3 章完成了超声频率轴向拉一压的超高周疲劳试验，第 4 章完成了常规频率轴向拉一压的超高周疲劳试验。本章通过详细地比较这些试验结果，讨论了常规旋转弯曲、超声和常规轴向拉一压加载条件下试验结果的共性和差异。提出以 GCr15 钢为代表的高强度钢的可靠、经济和适用的超高周疲劳试验研究方法。

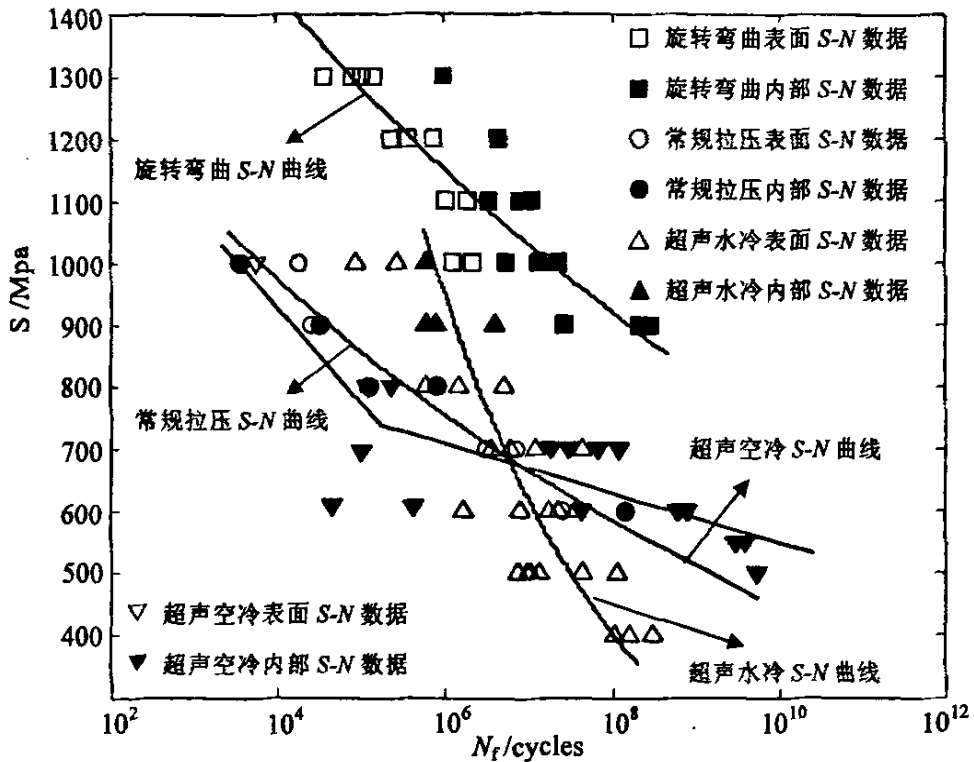
5.1 旋转弯曲、超声和常规轴向拉一压试验的比较

5.1.1 疲劳 $S-N$ 曲线的比较

结合第 2~4 章的内容，图 5-1 给出了 GCr15 钢在旋转弯曲和轴向拉一压疲劳试验中的超高周疲劳 $S-N$ 曲线。

（一）旋转弯曲与常规轴向拉一压试验结果的比较

从图 5-1 中可以看出，旋转弯曲疲劳 $S-N$ 曲线明显高于常规轴向拉一压疲劳 $S-N$ 曲线。比如当应力水平为 800MPa 时，在常规轴向拉一压加载下，GCr15 钢的疲劳寿命在 $10^6 \sim 10^7$ 周次之间，而旋转弯曲的疲劳寿命达到了 10^9 周次以上。并且从常规轴向拉一压疲劳 $S-N$ 曲线的趋势上来看，疲劳寿命要达到 10^9 周次，应力水平大约在 500MPa 左右。两者差了几百个 MPa 的应力值。造成这种现象的原因是与两种疲劳试验的试验工况是分不开的。在两种疲劳试验条件下，试样的受力状态是决然不同的（如图 5-2 所示），在旋转弯曲疲劳试验中，应力梯度的影响显而易见，因此造成两者疲劳 $S-N$ 曲线的巨大差异。

图 5-1 GCr15 钢超高周疲劳 $S-N$ 曲线

由于材料的常规疲劳 $S-N$ 曲线是当前进行机械构件可靠性设计的重要标准，在不同的工况下，疲劳 $S-N$ 曲线形式是不同的。因此，在对机械构件进行疲劳可靠性设计时，一定要明确机械构件的工况，正确分析机械构件的受力状态等一系列相关问题，合理而准确的采用相应的疲劳 $S-N$ 曲线进行疲劳可靠性设计。

（二）超声与常规轴向拉—压疲劳试验结果的比较

图 5-1 给出了常规和超声水冷轴向拉—压疲劳 $S-N$ 曲线。对于超声空冷轴向拉—压疲劳试验，只是近似的描绘出了其疲劳 $S-N$ 曲线形式。从图中可以看出，超声和常规试验的疲劳 $S-N$ 曲线都呈现单调持续下降的趋势，在试验的应力范围内没有出现疲劳极限。

同时还可以发现，在空冷条件下的超声轴向拉—压疲劳强度，在短寿命区低于常规的疲劳强度，在相反的区域，则略高于常规的疲劳强度；而在水冷条件下，超声轴向拉—压的疲劳强度与常规的相差很大，具体表现为，高应力幅区疲劳强度要高于常规的疲劳强度；而低应力幅区要低于常规的疲劳强度，这是由于水介质腐蚀加速了疲劳裂纹的萌生与扩展，大幅度的降低了

材料疲劳强度所致。

与常规轴向拉一压疲劳试验相比, 超声轴向拉一压疲劳试验的最大不同之处在于超高的频率以及试样发热的问题, 因此, 在分析造成两种试验结果差异的主要原因时, 必须考虑到频率以及试样发热的问题。

(1) 频率的影响

研究表明^[81-83], 加载频率对疲劳强度的影响程度, 随材料种类的不同而不同。文献[81]认为, 循环硬化材料和面心立方材料的疲劳强度不受加载频率的影响, 而循环软化材料和体心立方材料受加载频率的影响。

在假设超声频率加载下材料具有和常规频率加载同样的循环软化和硬化特性, 文献[84]认为, 面心立方材料对频率的敏感性很弱, 其位错源与滑移系在超声频率下仍然很活跃, 而体心立方材料随着应变率和载荷频率的增加, 材料的疲劳强度提高。

文献[85]对 40Cr 钢和 50 钢疲劳性能的超声疲劳试验结果与常规旋转弯曲疲劳试验结果的比较显示, 超声疲劳试验的载荷频率使试样的疲劳强度提高。分析研究显示超声载荷频率对疲劳强度的影响可用一个“载荷频率修正系数”来修正。载荷频率修正系数等于常规疲劳试验条件下的疲劳强度系数与超声疲劳试验条件下的疲劳强度系数的比值。为节省疲劳试验的时间, 载荷频率修正系数也可用常规疲劳载荷频率和超声疲劳载荷频率对应的应变速率下的材料高速拉伸断裂强度的比值来近似获得。

而对于本试验材料 GCr15 钢是体心立方晶体材料, 如上面所述的话, 材料应该受加载频率的影响, 导致材料的疲劳寿命提高。

但是到目前为止, 并没有定量评估加载频率对疲劳强度或寿命影响的经验公式, 只是处在定性研究阶段。开展加载频率对疲劳裂纹萌生及扩展的影响, 从而定量评估频率影响是今后应该开展的研究。

(2) 温度对疲劳寿命的影响

超声疲劳试验的加载频率极高, 导致材料变形速率急剧增大, 材料组织间摩擦剧烈, 产生高温。通过前面断口的观察发现, 在超声空冷条件下, 疲劳裂纹的萌生位置, 除一例在表面外, 其余均为内部, 这与常频加载条件下得到的结果明显不同。在常规试验的全应力幅范围内, 疲劳裂纹萌生位置既出现在试样的表面也出现在试样的内部。分析其原因, 可以认为在超声加载的条件下, 内部裂纹的萌生及扩展是由于材料内部的升温所致。

温度会影响材料的循环滑移特性, 特别是高温下, 氧化和气体扩散可增

强循环滑移的运动学不可逆性,使得微观组织结构失去了稳定性,并且随着时间的增强,位错的攀移使得高温变形对应变速率敏感,在循环拉压加载的情况下,加速了晶界的滑动,导致材料基体内空穴的形成,大大缩短了材料的疲劳寿命。

对夹杂物而言,在高温下夹杂物和第二相粒子与周围基体的结合力降低,因此疲劳裂纹可能在亚表面及内部形核,也有可能使孔洞在晶粒间界沉淀相周围形核导致裂纹的萌生及扩展。

总之,高温能加速疲劳裂纹萌生及扩展,最后致使试样的强度降低而导致断裂。因此超声疲劳试验必须对试样进行有效地冷却。

(3) 冷却方式对疲劳寿命的影响

对于压缩空气冷却而言,通过对断口的观察,并且结合图 5-1,可以明显看出 800MPa 以下的低应力区域材料的破坏成单一的内部破坏模式,破坏的原因是周围有少许的烧痕的非金属夹杂物。虽然冷却的效果不太理想,但并没有发生试样烧断的现象。

而对于水冷却而言,通过对断口的观察,并且结合图 5-1,可以明显看出 800MPa 以下的低应力区域材料的破坏成单一的表面破坏模式。与空冷相比有着巨大的不同。这说明材料的破坏除了有频率的影响外,表面腐蚀疲劳成了材料破坏不可忽视的原因。腐蚀疲劳的含义是表示材料在循环应力和致脆介质(通常指水溶液)共同作用下引起的损伤和破坏。在超声水冷试验中,水冷却正好提供了发生腐蚀疲劳的条件,使得材料的疲劳性能下降。对于这种水介质环境使得承受循环载荷的合金材料疲劳性能下降的现象,可以用在新形成的滑移台阶或裂纹顶端进行的电化学反应机制来解释。整个过程主要包含两种环境损伤机制,阳极溶解和氢脆,它们的具体作用可以见文献[71]。总之,在循环加载的条件下,相对两裂纹之间的微动接触、水介质不断向裂纹顶端扩散、以及裂纹顶端在交变载荷作用下的不断钝化和锐化等因素加快了材料的裂纹萌生和扩展速率,使得材料的疲劳强度大大降低,从而最后导致断裂。

结合以上三个主要因素对试验结果的影响,再结合图 5-1 所示,就可以具体的分析造成常规和超声频率轴向拉一压疲劳 $S-N$ 曲线差异的原因。

对于空冷的超声疲劳试验,大部分试验数据点位于常规疲劳 $S-N$ 曲线之上,这说明超高的频率确实提高了试样的疲劳强度。虽然有个别的试验数据点位于常规疲劳 $S-N$ 曲线之下,分析原因可以认为,这几个试验数据点对应

于比较高的应力幅值，并且引起疲劳断裂的内部夹杂都比较大，由于空冷的效果不是很好，与频率相比，温度的影响占据了重要的位置，加速了疲劳裂纹的萌生及扩展，最后致使试样的强度降低而导致断裂，使得这几个数据点的值偏小。但从整体上看，超声空冷疲劳 $S-N$ 曲线一直位于常规疲劳 $S-N$ 曲线之上，这说明频率的影响起到了主要作用。

对于水冷的超声疲劳试验而言，其疲劳 $S-N$ 曲线的形状与常规的差别很大，可以分为两个区域来分析其原因。在 700MPa 以上的高应力低寿命区，其试验数据点位于常规疲劳 $S-N$ 曲线之上，这说明频率与温度、较少的加载次数作用下的轻微的腐蚀疲劳的影响相比，起到了主要的作用，增强了试样的疲劳性能。但在 700MPa 以下的低应力长寿命区以及超长寿命区，其试验数据点位于常规疲劳 $S-N$ 曲线之下，并且有逐渐远离的趋势，这说明较多的加载次数作用下的强烈的腐蚀疲劳起到了主要的作用。由于应力幅值较低，时间的增长，腐蚀疲劳的作用逐渐增大，致使应力 σ 还远低于极限应力 σ_b 时就引起腐蚀疲劳裂纹的萌生及扩展，从而导致了试样疲劳强度的大大降低而断裂。

总之，从超声与常规轴向拉一压疲劳试验比较的结果来看，超声疲劳试验的超高频率确实使试样的疲劳强度有所提高，但是在冷却方式方面，空冷的效果不好，内部的夹杂周围都有着明显的烧痕。虽然在水冷的条件下，内部的夹杂周围没有着烧痕，但是产生了腐蚀疲劳现象。因此，开发科学的冷却或结合有效的间歇加载试验方法，同时建立定量的频率评价公式，对于体心立方晶体材料，超声轴向拉一压疲劳试验方法才能真正的用于定量的疲劳测试和研究。

5.1.2 裂纹萌生行为的比较

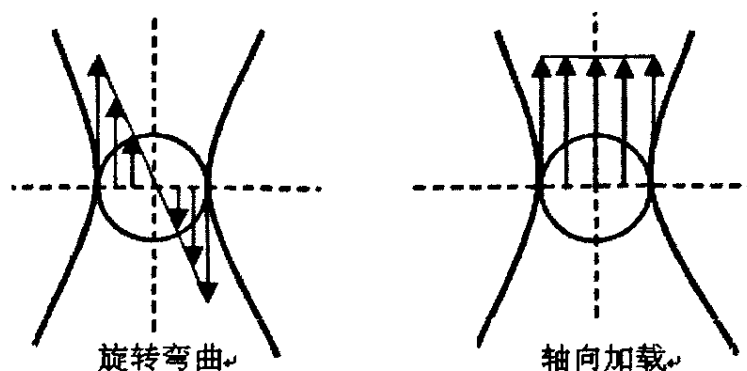


图 5-2 旋转弯曲和轴向加载下的应力分布状态

通过电子显微镜(SEM)和 Leica 光学显微镜(OM)和“维士”金相分析系统对轴向加载疲劳试验断口与旋转弯曲疲劳试验断口的详细观察, 然后对两种疲劳断口做了详细的比较, 发现两者有着少许的异同。

(1) 相同点:

从疲劳断口破坏机理上看, 两者有着很大的相同点: 在两种疲劳试验下, 根据裂纹萌生位置的不同, 疲劳破坏都可以被分成两类破坏模式。一类是表面破坏模式, 它的破坏是由试样表面晶体滑移或表面的夹杂引起的。另一类是内部破坏模式, 它的破坏都是由试样内部的非金属夹杂引起的, 并且在夹杂的周围都可以发现有“*Fish-eye*”形貌特征的内部裂痕的发生, 同样在内部裂纹发生的萌生位置的夹杂周围有一个颗粒状的 ODA 区被观察到。

(2) 不同点:

由于它们最小截面处受力状态的不同(如图 5-2 所示), 使得它们疲劳断口形貌有着明显不同, 特别是对于内部破坏模式的疲劳断口而言, 最大的不同在于, 裂纹源的位置的不同。对于旋转弯曲疲劳试验来说, “*Fish-eye*”的位置更加靠近试样的表面, 远离断口的中心; 而轴向加载的疲劳试验的“*Fish-eye*”位置要稍微远离试样的表面, 更加靠近试样断面的中心。这一点, 也可以从表 5-1 和表 5-2 中夹杂的深度的对比得到。

其次对于旋转弯曲疲劳断口而言, 由于材料的质量、加工缺陷或结构设计不当等原因, 在交变应力作用下, 试样局部区域会造成应力集中, 这些区域便是疲劳裂纹核心的起源地。疲劳裂纹产生后, 在交变应力作用下继续扩展长大。在疲劳裂纹扩展区留下一条条的同心弧线, 即前沿线, 这些弧线形成了象“贝壳”一样的花样。断口表面因反复挤压、摩擦, 有时光亮的像细瓷断口一样。由于疲劳裂纹不断的扩展, 使试样的有效截面逐渐减小, 因此, 应力不断的增加; 当应力超过材料的断裂强度时, 则发生断裂, 形成了最终的断裂区。对于本试验断口而言, 断口呈晶状。

疲劳裂纹扩展区与瞬断区所占面积的比例, 会随着所受应力而变化。当名义应力小而又无大的应力集中时, 则疲劳裂纹扩展区大; 反之, 则小。因此, 可以根据疲劳断口上两个区域所占的比例, 估计所受应力及应力集中程度的大小。一般来说, 瞬断区的面积越大, 越靠近中心, 则表示试样过载程度越大。相反, 其面积越小, 位置越靠近边缘, 则表示过载程度越小。

而对于轴向加载的疲劳断口而言, 与旋转弯曲的相比, 疲劳断口表面比较平坦, 疲劳裂纹由起源处沿径向向内部扩展, 撕裂棱呈放射状沿径向分布。

起裂的夹杂物周围发现有很多条放射状的台阶, 这是由非金属夹杂物周边放射出的多条裂纹在不同的平面的扩展连接形成的。疲劳破坏处的非金属夹杂物的成分与基体分离而脱开, 并且大多数的夹杂物破碎开裂, 其位置稍微偏离了“鱼眼”的中心。总体而言, 可以把断口分成三个区域:

- ①裂纹从由试样内部的非金属夹杂开始扩展到 ODA 区域。
- ②然后从 ODA 区域扩展到“鱼眼”的边缘的扩展区。
- ③最后从“鱼眼”扩展到试件表面引起失稳突然断裂的瞬断区。

5.1.3 裂纹萌生及扩展尺寸参数的比较

本节将对旋转弯曲、超声和常规轴向加载疲劳试验下的裂纹萌生及扩展的特征尺寸参数的大小作对比和分析, 这主要包括裂纹萌生处夹杂的深度 d_{inc} 和初期裂纹尺寸参数 $\sqrt{Area_{in}}$ 的对比分析。

(一) 夹杂深度 d_{inc} 的比较

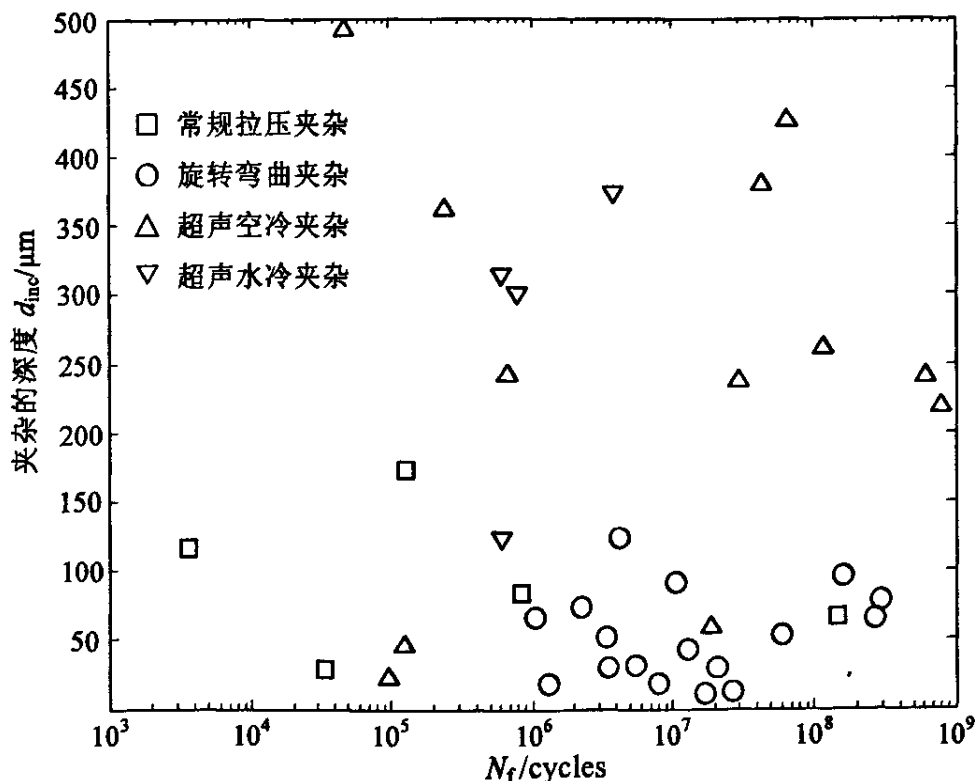


图 5-3 d_{inc} 和断裂循环数 N_f 的关系

图 5-3 给出了三种疲劳试验下夹杂深度 d_{inc} 和断裂循环数 N_f 的关系。从图中可以看出, 三种试验下 d_{inc} 的大小都与 N_f 无关。结合 2~3 章的内容可以知道, 在旋转弯曲加载下, d_{inc} 在 15~150 μm 的范围内分布; 在常规轴

向加载下, d_{inc} 在 $29 \sim 190 \mu\text{m}$ 的范围内分布; 在超声空冷条件下, d_{inc} 在 $23 \sim 500 \mu\text{m}$ 的范围内分布, 在超声水冷条件下, d_{inc} 在 $123 \sim 325 \mu\text{m}$ 的范围内分布。比较而言, 轴向加载下夹杂的深度比旋转弯曲加载下夹杂的深度要深。分析其原因是由于它们最小截面处受力状态的不同造成的, 并且大夹杂在截面里面的几率要大一些。在轴向加载下, 整个截面的受力状态是相同的, 使得试样的断裂肯定是由截面范围内最大的夹杂导致的。而在旋转弯曲加载下, 由于应力梯度的影响, 可能使得存在截面内部的大夹杂由于受力小的原因没有暴露出来, 而试样的断裂是由更接近表面的小夹杂导致的。

(二) 初期裂纹尺寸参数 $\sqrt{Area_{in}}$ 的比较

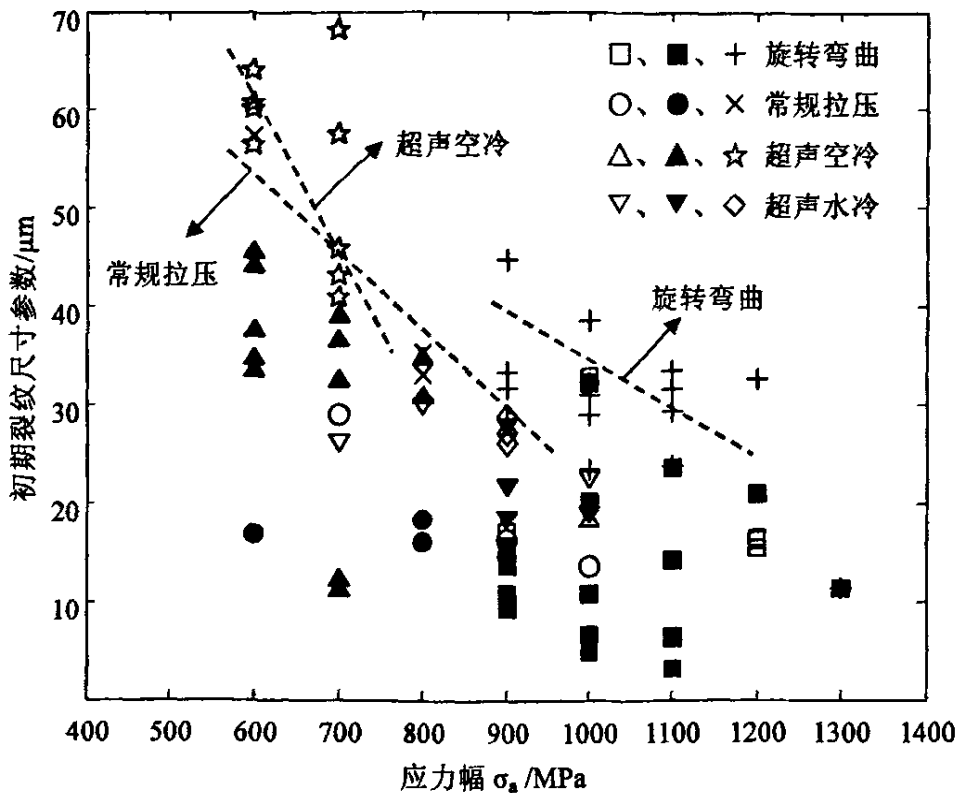


图 5-4 初期裂纹尺寸参数 $\sqrt{Area_{in}}$ 和应力幅的关系

图 5-4 给出了三种疲劳试验下初期裂纹尺寸参数 $\sqrt{Area_{in}}$ 和应力幅 σ_a 的关系。对于表面夹杂尺寸参数 $\sqrt{Area_{in,s}}$ 而言, 在旋转弯曲加载方式下, $\sqrt{Area_{in,s}}$ 在 $15 \sim 35 \mu\text{m}$ 之间分布 (图中用 \square 符号表示); 在常规拉-压加载方式下, $\sqrt{Area_{in,s}}$ 在 $13 \sim 29 \mu\text{m}$ 之间分布 (图中用 \circ 符号表示); 在超声空冷加载方式下, $\sqrt{Area_{in,s}}$ 只有一个, 数值为 $13.62 \mu\text{m}$ (图中用 \triangle 符号表示), 在超声水冷加载方式下, $\sqrt{Area_{in,s}}$ 的数值在 $22 \sim 30 \mu\text{m}$ 之间分布 (图中用 ∇ 符号表示); 对比

发现,三种试验下表面夹杂尺寸参数 $\sqrt{Area_{ini,s}}$ 相差不大。分析其原因可以认为,表面夹杂引起的疲劳破坏的应力幅值都比较高,对于旋转弯曲疲劳破坏而言,应力梯度的影响不大。

对于内部夹杂尺寸参数 $\sqrt{Area_{ini,inc}}$ 而言,在旋转弯曲加载方式下, $\sqrt{Area_{ini,inc}}$ 在 3~15 μm 之间分布(图中用■符号表示);在常规拉一压加载方式下, $\sqrt{Area_{ini,inc}}$ 在 14~33 μm 之间分布(图中用●符号表示);在超声空冷加载方式下, $\sqrt{Area_{ini,inc}}$ 在 11~46 μm 之间分布(图中用▲符号表示),在超声水冷加载方式下, $\sqrt{Area_{ini,inc}}$ 在 18~28 μm 之间分布(图中用▼符号表示);对比发现,超声和常规拉一压加载方式下的 $\sqrt{Area_{ini,inc}}$ 相差都不大,但比旋转弯曲加载下的 $\sqrt{Area_{ini,inc}}$ 相比,要大很多。分析其原因可以认为,由试样内部的夹杂引起的疲劳破坏一般伴随的应力幅都比较低,对于旋转弯曲疲劳破坏而言,应力梯度的影响更大,使得可能存在截面内部的大夹杂暴露的可能性更加小。

对于 ODA 的尺寸参数 $\sqrt{Area_{oda}}$ 而言,在旋转弯曲加载方式下, $\sqrt{Area_{oda}}$ 的值在 20~50 μm 之间(图中用+符号表示),在常规拉一压加载方式下, $\sqrt{Area_{oda}}$ 在 27~58 μm 之间分布(图中用×符号表示);在超声空冷加载方式下, $\sqrt{Area_{oda}}$ 在 40~70 μm 之间分布(图中用▲符号表示),在超声水冷加载方式下,只在应力幅 900MPa 下的夹杂周围有 ODA 现象, $\sqrt{Area_{oda}}$ 的值在 26~29 μm 之间(图中用◆符号表示)。对比发现,三种试验下 $\sqrt{Area_{oda}}$ 的值相差不大,除超声水冷加载方式外,都随着 σ_a 的减小而增加。说明以内部夹杂作为裂纹萌生位置发生的裂纹,在 ODA 区域形成后,开始进入通常的疲劳裂纹进展阶段。这样,ODA 区域的形成对内部破坏模式的疲劳破坏起着重要的作用。

5.2.1 旋转弯曲与常规轴向加载疲劳强度的等效性考察

通过对旋转弯曲疲劳试验和常规轴向拉一压疲劳试验数据的对比和分析发现,两种试验方法在高强度钢超高周疲劳研究中都是可行的,因为其加载频率较低(<100Hz),对材料的疲劳强度影响不大,可以定量的进行超高周疲劳行为的研究。尤其是常规轴向拉一压疲劳试验更能准确的反应出材料的真实疲劳特性,提供较准确的疲劳性能数据和疲劳设计数据,但是常规轴向拉一压疲劳试验的费用一般较高,并且试验过程比较复杂,而旋转弯曲疲劳试验设备简单、成本比较低,因此,有必要讨论和分析两者在考察材料疲劳强度上的等效性问题。

对于本试验而言,在使用 Murakami 提出的 SEV 法和 Murakami 方程,推定材料的旋转弯曲和常规拉-压疲劳强度时,导致结果的差异是由于钢体积选取的不同造成的。在旋转弯曲疲劳试验中钢体积 V 等于 25.3185mm^3 ,而在常规拉-压试验中钢体积 V 等于 94.7176mm^3 ,两者相差近 4 倍,因此,要得到材料在常规拉-压时的疲劳强度,可以相应的增大在旋转弯曲疲劳试验中试样的体积就可以得到。

5.2.2 旋转弯曲与超声轴向拉-压疲劳试验方法的使用范围

(一) 旋转弯曲疲劳试验方法的使用范围

旋转弯曲疲劳试验虽然简单、成本较低,但是它也有着局限性,比如需要较长的时间和较高的费用,由于循环载荷特征、外部环境、材料表面状况、以及试验样本个性行为导致疲劳数据的分散性特别大,特别是在超高周阶段,需要大量的试样来获得疲劳寿命和了解疲劳机理。即使在 30Hz 频率下,完成一个试样 10^7 周次的疲劳试验也需要近 4 天的时间。因此,更不可能完成 10^9 周次以上的疲劳试验。

近年来,随着高频疲劳试验机的迅速发展,300、600、1000Hz 的试验机都应用到了疲劳试验当中,使得疲劳试验的时间越来越短。但是在这种高加载频率下,必须要考虑加载频率对材料疲劳性能的影响。

文献[86]通过对钢、铜、铝及其它高熔点的金属试样在不同的频率下的试验结果的分析指出,频率在 3.3~120Hz 的范围内,频率的变化对疲劳强度不产生任何影响。当加载频率小于 1000Hz 时,频率变化对疲劳极限影响不大;频率高于 1000Hz 以后,疲劳极限才稍有增加。外加应力水平越高,加载频率对疲劳强度的影响越大,加载频率对寿命的影响要大于对疲劳强度的影响。

总之,旋转弯曲疲劳试验比较适用于进行低周和高周疲劳的研究。

(二) 超声轴向拉-压疲劳试验方法的使用范围

超声疲劳试验具有独特的特点^[87]。例如,由于其高频率,缩短了试验时间数百倍乃至上千倍,因而适用于材料的超高周疲劳和低速率裂纹扩展研究,尤其是疲劳极限和近门槛值扩展的研究;另一方面,超声疲劳试验是试件受激而加载,所以设备所需的输出功率很低(仅数十瓦到数百瓦),从而大量节省能源;省时、节能也就节约了大量的试验经费;另外超声疲劳可作随机变幅加载,包括低水平载荷,从而更接近工程实际。

但是,超声疲劳试验有着其巨大的局限性:

(1) 尺寸的限制:

由于试件尺寸、形状受谐振条件的限制,因而不能进行全尺寸的零部件、构件试验,并且试验大约需要 150 次的循环,振动才能达到预定振幅,因而不能进行单周或低周(<150 次)的加载,同时应力水平需要通过应变测量而不能直接测量。

(2) 试件的发热:

在超声疲劳试验中,由于试验的超高频率,导致试件在试验中产生高温发热。温度会影响材料的循环滑移特性,特别是高温下,氧化和气体扩散可增强循环滑移的运动学不可逆性,使得微观组织结构失去了稳定性,并且随着时间的增强,位错不断攀移,使得高温变形对应变速率十分敏感,在循环拉压加载的情况下,加速了晶界的滑动,导致材料基体内空穴的形成,大大缩短了材料的疲劳寿命。

对夹杂物而言,在高温下夹杂物和第二相粒子与周围基体的结合力降低,因此疲劳裂纹可能在亚表面及内部形核,也有可能使孔洞在晶粒间界沉淀相周围形核导致裂纹的萌生及扩展。总之,高温能加速疲劳裂纹萌生及扩展,最后致使试样的强度降低而导致断裂。

为了避免试件的发热,一般都采取冷却的措施,比如:水冷、压缩干空气冷却以及液态氮冷却的方法等。但是到目前为止,这些方法的冷却效果确不是很好,特别是对于超高强度钢的超声疲劳试验。在不少高强度的钢的超声疲劳试验中,都有由于冷却效果不好导致从试样表面烧断的例子。即使以后随着技术的发展,冷却的效果好了,但是考虑到实际的工程应用,通过这些冷却方法得到的试验数据太具有理想化,与实际不符。

(3) 频率效应:

通过一系列的试验研究,大致认为加载频率对不同的材料有不同的影响,通常认为循环硬化材料和面心立方材料,超声疲劳加载频率对其疲劳强度没有影响;而循环软化材料和体心立方材料,超声疲劳加载频率对其疲劳强度有频率效应,在这种频率的影响下,能够大大提高材料的疲劳寿命,使得试验结果偏差太大。因此,对循环软化材料,用超声疲劳试验方法进行疲劳强度研究时,应充分考虑载荷频率的影响,获得的疲劳试验结果需通过加载频率修正后方能用于常规载荷频率下的构件疲劳强度分析。

综合一些文献的研究成果,超声频率加载下疲劳强度明显高于常规疲劳强度的材料有:17-4PH(镍铬铜)^[88]、T6AV4(钛合金)^[88]、40Cr钢^[65]、

50钢^[65]、铝合金D16T^[89]、钛合金OT4-1^[89]和VT22^[89]等。超声频率加载下疲劳性能与常规疲劳强度没有显著不同的材料有：镍基合金Udimet^[88]、镍铬合金^[90-91]、LY12铝合金^[92]、低温回火JIS-SNCM439钢^[93]、球墨铸铁^[94-95]等。

为何材料疲劳强度对超声疲劳载荷频率的响应规律与材料循环应变行为之间有这种关系，其中的微观机理和本构模型，有必要通过进一步的研究工作来确定。

(4) 标准不统一：

目前疲劳研究者们使用的超声疲劳试验机基本都是各自开发的，超声疲劳试验标准还需要统一。

因此，综合以上几点，目前超声疲劳试验只能定性而不能定量的研究某些材料的超高周疲劳行为。尤其是对超高强度钢而言，在冷却方式还不能解决的情况下，最好不用超声疲劳试验进行超高周疲劳试验的研究。

5.4 小结

通过对旋转弯曲、超声和常规轴向拉一压疲劳试验结果的对比与分析，以及从超高周疲劳试验可行性研究出发，具体结论如下：

(1) 三种试验条件下 GCr15 钢的疲劳 $S-N$ 曲线，都呈现单调持续下降的趋势，所谓的疲劳极限没有出现。

(2) 由于受力状态的不同，导致旋转弯曲疲劳强度要高于常规轴向拉一压的疲劳强度；而超声空冷和水冷拉一压疲劳强度由于受频率、温度的影响与常规的相差很大。

(3) 三种试验条件下 GCr15 钢的疲劳破坏都可以分成表面和内部两种，并且由于试件受力状态的不同，造成了断口形貌的不同，以及裂纹萌生扩展尺寸的不同。

(4) 考察了旋转弯曲疲劳试验和常规拉一压疲劳试验在材料疲劳强度上的等效性问题。认为通过适当的增大旋转弯曲试样的体积就可以得到材料相应的常规拉一压疲劳强度。

(5) 旋转弯曲疲劳试验可以定量的进行超高周疲劳行为的研究。但是它也有着局限性，比如需要较长的时间和较高的费用。

(6) 虽然超声疲劳试验具有快速、效率高等一系列优点，但是由于其超高频率、试件发热、尺寸和形状受谐振条件的限制等因素的影响，到目前只能用于定性研究，还不能进行定量的研究。

结论

作为超高强度钢超高周疲劳行为研究的一个环节,以强度等级较高的 GCr15 轴承钢为研究对象,以常规的旋转弯曲和轴向加载疲劳试验为主,超声对称拉压疲劳试验为辅的试验方法,开展了 $10^7 \sim 10^{10}$ 寿命范围的超高周疲劳行为和可靠性设计方法的研究。通过使用电子显微镜和 Leica 光学显微镜对裂纹萌生位置及其附近的特征进行详细观察以及通过对各试验结果的比较和分析,主要结论如下:

(1)通过对常规旋转弯曲疲劳试验和轴向加载疲劳试验断口的详细观察,发现试验材料的疲劳破坏都表现为两种疲劳破坏模式,一种是由晶体滑移和表面夹杂引起的表面破坏模式,另一种是内部非金属夹杂作为裂纹萌生位置的内部破坏模式。并且由于在各个试验下试件受力状态的不同,断口的形貌也很不相同。同时通过对超声疲劳试验断口的观察发现,由于冷却效果不理想,在超声空冷疲劳试验中,内部破坏模式下的非金属夹杂周围有着明显的烧痕;而在超声水冷疲劳试验中,裂纹萌生区域有着明显的腐蚀现象,腐蚀疲劳成了裂纹萌生的重要原因。

(2)通过对各个试验下试验数据的统计分析,分别得到了 GCr15 轴承钢在不同试验工况下的疲劳 $S-N$ 曲线,同时发现旋转弯曲疲劳试验得到的疲劳 $S-N$ 数据能较好的服从威布尔分布,通过对其数据的统计分析,得到了该材料的疲劳 $P-S-N$ 曲线。并且通过旋转弯曲疲劳和常规轴向加载疲劳 $S-N$ 曲线的对比,发现该材料的旋转弯曲疲劳强度要高于常规轴向加载疲劳强度,两者都呈现持续下降的趋势,没有所谓的疲劳极限的出现。

(3)使用 SEV 预测方法分别对材料的最大夹杂尺寸进行了预测,同时使用 Murakami 公式对材料的疲劳强度进行了推定,同时发现使用 Murakami 公式,通过表面夹杂尺寸推定材料的表面疲劳强度是可行的,而通过内部夹杂尺寸推定材料的内部疲劳强度是不适合的,带有一定的危险性。

(4)分析了裂纹萌生的原因,使用断裂力学的理论分析了裂纹萌生的力学条件。表面裂纹扩展的门槛值 ΔK_{th} 是控制表面裂纹萌生和扩展的力学界限。而 ODA 区域的应力强度因子幅值 ΔK_{ODA} 是控制内部裂纹扩展的力学界限。

(5)通过对旋转弯曲疲劳试验和轴向加载疲劳试验数据的对比和分析说明,常规疲劳试验方法可以定量的进行超高周疲劳行为的研究,但是它也有

着局限性，比如需要较长的时间和较高的费用。同时发现用旋转弯曲疲劳试验可以等效的考察材料常规拉—压疲劳强度。

(6) 通过对超声和常规拉—压疲劳试验结果的比较分析，明确了超声加载频率、温度等因素对疲劳 $S-N$ 曲线特性和裂纹萌生机制的影响。虽然超声疲劳试验具有快速、效率高等一系列优点，但到目前只能用于定性研究，还不能完成定量研究。

最后由于受时间以及实际条件所限，在论文工作中，还有一些问题和不足，需要在以后的工作中完善：

(1) 试验数据较少，特别是对于常规轴向加载试验而言，不能很好的对其试验数据进行统计分析进而更合理准确的描述其疲劳 $S-N$ 曲线。

(2) 不能从微观的机制出发，更好的分析材料内部的疲劳破坏的机理，特别是对 ODA 区域的形成扩展机理的研究。

致谢

转眼研究生阶段已将结束，在这几年的学习生活中我成长了很多、学到了很多新的知识，收获甚丰！同时我要感谢几年来帮助、关怀过我的人！

首先，感谢我的导师—鲁连涛教授在我学习上的指导及生活上的关心。在课题研究的方向、思路以及方法上给予了我无私的指导，对论文撰写过程中出现的问题给予了细致宝贵的意见和建议，同时在生活中导师也给予了我极大的帮助和关心，在此对导师表示深深的谢意！导师渊博的知识、高尚的人格都为我树立了一个学习进步的榜样，在以后的工作学习中，我将恪守导师的教诲，认真努力走好自己的人生，来报答导师的教诲之恩！

其次，感谢许多关心帮助过我的老师，比如力学系的王弘老师，在试验中给了我无私的指导和帮助；同时在学习阶段，也认识了许多勤奋努力、志同道合的好同学，比如杨冰师兄、张继旺、张艳斌、冯明飞、翟中炎、肖广文师弟等，在日常的学习生活中与他们结下了深厚的友情。论文也得到了他们很大的帮助和鼓励，在此表示感谢。

最后，我要深深地感谢我的父母，他们给了我不断前进的勇气和克服困难的信心，正是他们的鞭策和鼓励，我才能顺利完成学业。

本项研究受国家自然科学基金面上项目“高强度钢超长寿命疲劳行为及试验方法的研究（50471047）可能”资助。

参考文献

- [1] Gough, H. J., & Sopwith, D.G (1933). Atmospheric action as a factor in fatigue of metals. *Journal of the Institute of Metals* 49, 93-122
- [2] Miner, M. A (1945). Cumulative damage in fatigue. *Journal of applied mechanics* 12(1), 59-64
- [3] Neuber, H. (1946). *Theory of Notch Stresses: Principle for Exact Stress Calculations*. Ann Arbor, MI: Edwards.
- [4] Langer, B.F. (1937). Fatigue failure from stress cycles of varying amplitude. *Journal of applied mechanics* 59. 160-201
- [5] Weibull, W. (1939). A statistical theory of the strength of materials. *Proceedings* 151.
- [6] Manson, S. S. Fatigue behavior in strain cycling in the low and inter-cycle range. *Fatigue-A Interdisciplinary Approach*. Syracuse: Syracuse University Press, 1964
- [7] Neuber, H. (1961). Theory of stress concentration for shear-strained prismatic body with arbitrary non linear stress-strain law. *Journal of applied mechanics* 28, 544-550
- [8] R. W. Wetzel, ed. *Fatigue under Complex Loading*. Society of Auto-motive Engineers. 1977. 4
- [9] Griffith, A.A (1921). The phenomenon of rupture and flow in solids. *Philosophical Transactions of the Royal Society. London* A221. 163-197
- [10] Irwin, G. R. (1957). Analysis of stress and strains near the end of a crack traversing a plate. *Journal of applied mechanics* 24, 361-364
- [11] Paris, P. C., Gomez, M. P. & Anderson, W. P. (1961). A rational analytic theory of fatigue. *The Trend in Engineering* 13, 9-14
- [12] Paris, P. C. & Erdogan, F. (1963). A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of Basic Engineering* 85, 528-534
- [13] Elber, W. (1970). Fatigue crack closure under cyclic tension. *Engineering Fracture Mechanics* 2, 37-45
- [14] Ritchie, R. O. & Suresh, S. & Moss, C. M. (1980). Near-threshold fatigue crack growth in 2¼ Cr1Mo pressure vessel steel in air and hydrogen. *Journal of Engineering Materials and Technology* 102, 193-299
- [15] Pearson, S. (1975). Initiation of fatigue cracks in commercial aluminum alloys and the subsequent propagation of very short cracks. *Engineering Fracture Mechanics* 7,

235-247

- [16] Naito T., Ueda H., Kikuchi M., Observation of Fatigue Fracture Surface of Carburized Steel, J. Soc. Mat. Sci., Japan, Vol.32, No.361, 1983: 1162-1166. (in Japanese)
- [17] Masuda C., Isii A., Nishijima S., et al. Heat-to-Heat Variation in Fatigue Strength of SCr420 Carburized Steels, Trans. JSME, Part A, Vol.51, No.464, 1985: 847-852. (in Japanese)
- [18] Masuda C., Nishijima S., Tanaka Y., Relationship Between Fatigue Strength and Hardness for High Strength Steels, Trans. JSME, Part A, Vol.52, No.476, 1986: 847-852. (in Japanese)
- [19] Emura H., Asami K., Fatigue Strength Characteristics of High Strength Steel, Trans. JSME, Part A, Vol.55, No.509, 1989: 45-50. (in Japanese)
- [20] Bathias C, Ni JG, Wu TY, Lai D. Fatigue threshold of alloys at high frequency. In: ICM6, Vol. 4, Kyoto, 1991:463-468.
- [21] Kuroshima Y., Saito Y., Shimizu M., et al. Relationship between Fatigue Crack Propagation Originating at Inclusion and Fracture-Mode Transition of High-Strength Steel, Trans. JSME, Part A, Vol.60, No.580, 1994: 2710-2715. (in Japanese)
- [22] Nakamura T., Kaneko M., Tanabe T., et al. Cause of the second drop of the S-N diagram of ADI after levelling off, Trans. JSME, Part A, Vol.61, No.582, 1995: 441-446 (in Japanese).
- [23] 宋子濂,史建平.车轴断裂失效分析图谱, 中国铁路出版社. 1995: 199-299
- [24] Bathias C., There is no infinite fatigue life in metallic materials, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol.22, 1999: 559-566.
- [25] Murakami Y, Namoto, Ueda T. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol.22, 1999: 581-590
- [26] Stanzl-Tschegg S. Fracture mechanisms and fracture mechanics at ultrasonic frequency. Vol.22, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol.22, 1999: 567-580
- [27] Sakai T., Takeda M., Shiozawa K., et al. Experimental evidence of duplex S-N characteristics in wide life region for high strength steels, in: Fatigue '99, Proceeding of the seventh International Fatigue Congress, Beijing, Vol.1, 1999: 573-578
- [28] Bathias C., Drouillac L., Le Francois P., How and why the fatigue S-N curve does not

- approach a horizontal asymptote, *Int. J. Fatigue*, Vol. 23, 2001: S143~S151.
- [29] Kuroshima Y., Ikeda T., Harada M., et al. Subsurface Crack Growth Behavior on High Cycle Fatigue of High Strength Steel, *Trans. JSME, Part A*, Vol.64, No.626, 1998: 2536-2541. (in Japanese)
- [30] Sakai T. et al. Development of multi-type fatigue testing machine in axial loading and some fatigue test result on bearing steel, *Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue*, Kusatsu, Japan, 2004(9): 484~490.
- [31] Sakai T., Sato Y., Oguma N., Characteristics S-N properties of high carbon chromium bearing steel under axial loading in long-life fatigue, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol. 25, 2002: 765-773.
- [32] Ochi Y., Matsumura T., Masaki K., et al. High-cycle rotating bending fatigue property in very long-life regime of high-strength steels, *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, Vol. 25, 2002: 823-830.
- [33] Lu Liantao, Shiozawa K., Ishihara S. Characteristics of S-N curve and subsurface crack initiation behaviour of high strength bearing steel in gigacycle fatigue, *Material Science Research International, STP-1*, 2001: 35-40.
- [34] Shiozawa K., LU Liantao, Ishihara S., S-N curve characteristics and subsurface crack initiation behaviour in ultra-long life fatigue of a high carbon-chromium bearing steel, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol. 24, 2001: 781-790.
- [35] Shiozawa K., LU Liantao, Very high-cycle fatigue behaviour of shot-peened high-carbon-chromium bearing steel, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol. 25, 2002: 813-822.
- [36] Itoga H., Tokaji K., Nakajima M., et al. Effect of surface roughness on step-wise S-N characteristics in high strength steel, *Int. J. Fatigue*, Vol.25, 2003: 379-385.
- [37] Shiozawa K., NISHINO S., Shibata N., et al. Effect of Tempering Temperature on Super-long Fatigue Behavior of Low Alloy Steel, SNCM439, *Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue*, Kusatsu, Japan, 2004(9): 609-616.
- [38] Matsumura T., Ochi T., Kiyotaka M. Effect of inclusion morphology on very high cycle fatigue property in high strength steel SNCM439, *Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue*, Kusatsu, Japan 2004(9): 625-632.

-
- [39] Hanaki S., Yamashita M., Uchida H., Zako M., Kurashiki T. On decision of S-N curve based on evaluation of fatigue strength distribution in ultra high cycle fatigue region, Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue, Kusatsu ,Japan 2004(9): 672-679.
- [40] Iwaya T., Takeuchi M., Tanaka N., Nishida T., Sakai T. Statistical fatigue properties of tempered SCM435 steel in long life region in rotating bending, Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue, Kusatsu ,Japan 2004(9): 657-664.
- [41] Murakami Y., Nomoto T., Ueda T., Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol.22, 1999: 581-590.
- [42] Murakami Y., Nomoto T., Ueda T., On the mechanisms of fatigue failure in the superlong life regime ($N > 10^7$ cycles), Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol.23, 2000: 893~910.
- [43] Furuya Y., Matsuoka S., Abe T., et al. Gigacycle fatigue properties for high-strength low-alloy steel at 100 Hz, 600 Hz, and 20 kHz, Scripta Mater., Vol.46, No. 2, 2002: 157-162.
- [44] Shiozawa K., NISHINO S., MORII Y., Subsurface Crack Initiation and Propagation Mechanism of High Strength Steel in Very High Cycle Fatigue Regime, Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue, Kusatsu ,Japan 2004(9): 85-92.
- [45] Wu T.Y., Jago G., Bechet J., et al. Accelerated vibratory fatigue test by ultrasonic frequency at cryogenic temperature, Engineering Fracture mechanics, Vol.54, No.6, 1996: 891-895.
- [46] Bathias C., EL Alami K., Wu T.Y., Influence of mean stress on Ti6Al4V fatigue crack growth at very high frequency, Engineering Fracture Mechanics, Vol.56, No.2, 1997: 255-264.
- [47] Jago G., Bechet J., Influence of microstructure of ($\alpha+\beta$) Ti-6.2.4.6 alloy on high-cycle fatigue and tensile test behavior, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol.22, 1999: 647~655.
- [48] Bayraktar E., Bathias C., XUE H.Q., et al. On the giga cycle fatigue behaviour of two-phase ($\alpha_2+\gamma$) TiAl alloy, Int. J. Fatigue, Vol.26, 2004: 1263-1275.
- [49] NI J.G., Fatigue crack growth under ultrasonic fatigue loading, Fatigue Fract. Engng.
-

- Mater. Struct., Vol.20, 1997:23~28.
- [50] Wang Q.Y., Bathias C., Fatigue characterization of a spheroidal graphite cast iron under ultrasonic loading, Journal of Materials Science, Vol. 39, No.2, 2004: 687-689.
- [51] Wang Q.Y., Berard J.Y., Dubarre A., et al. Gigacycle fatigue of ferrous alloys, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol.22, 1999: 667-762.
- [52] Wang Q.Y., Berard J.Y., Rathery S., et al. High-cycle fatigue crack initiation and propagation behaviour of high-strength spring steel wires, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol.22, 1999 673-677.
- [53] Marines I., Dominguez G., Baudry G., et al. Ultrasonic fatigue tests on bearing steel AISI-SAE 52100 at frequency of 20 and 30 kHz, Int. J. Fatigue, Vol. 25, 2003:1037-1046.
- [54] Sun Z.D., Bathias C., Baudry G., Fretting fatigue of 42CrMo4 steel at ultrasonic frequency, Int. J. Fatigue, Vol. 23, 2001:449-453.
- [55] Stanzl-Tschegg S.E., Fracture mechanisms and fracture mechanics at ultrasonic frequencies, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol.22, 1999: 567-580.
- [56] Stanzl-Tschegg S.E., Fatigue crack growth and thresholds at ultrasonic frequencies, Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue, Kusatsu, Japan 2004(9): 270-281.
- [57] 王弘, 高庆. 超声疲劳试验方法在 40Cr 钢疲劳性能研究中的应用, 机械工程材料, 27(12), 2003: 29-31
- [58] 周承恩, 洪友士 GCr15 钢超高周疲劳行为的实验研究 机械强度 26(5) 2004: 157-160
- [59] 张继明, 杨振国, 张建锋, 李广义, 李守新, 惠卫军, 翁宇庆. 零夹杂 42CrMo 高强钢的超长寿命疲劳性能, 金属学报, 41(2), 2005: 145-149
- [60] 鲁连涛, 张卫华. 高碳铬轴承钢的超长寿命疲劳行为的研究, 机械工程学报, 41(10), 2005: 143-148
- [61] 鲁连涛, 盐泽和章, 森井右一, 西野精一. 高碳铬轴承钢超长寿命疲劳破坏过程的研究, 金属学报, 41(10), 2005: 1066-1072
- [62] 张继明, 杨振国, 李守新等. 汽车用高强度钢 54SiCrV6 和 54SiCrV6 的超高周疲劳行为[J].金属学报, 2006, 42(3): 259-264
- [63] 许道奎, 彭林, 刘路, 徐永波等. 热处理条件对锻造 ZK60-Y 镁合金力学性能的影响[J]. 材料研究学报, 2005, 19(6): 573-580

-
- [64] 薛红前,陶华. 超声振动载荷下材料的超高周疲劳性能研究[D]. 西北工业大学.
- [65] 王弘, 高庆. 40Cr 钢和 50 车轴钢超高周疲劳性能研究及疲劳断裂机理探讨[D].
- [66] 周承恩, 洪友士. GCr15 钢超高周疲劳行为的实验研究[J]. 机械强度, 2004: 26(S):157-160
- [67] 机械工程材料性能数据手册[M]. 北京: 机械工业出版社, 1995
- [68] Shiozawa K, Lu L T, Ishihara S. *Fatigue Facct Eng Mater Struct*, 2001;46:157
- [69] Murakami Y, Nomoto T, Ueda T, *Fatigue Facct Eng Mater Struct*, 1999;48:1112
- [70] Lu L T, Shionzawa K, Ishihara S. *Mater Sci Res Int STP-1*. Japan: Soc Mater Sci Jpn, 2001:35
- [71] 王中光, 李家宝. 材料的疲劳[M]. 北京: 国防工业出版社, 1993
- [72] Murakami Y, Kodama S, Konuma S. Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels, I: Basic fatigue mechanisim and evaluation of correlation between the fatigue fracture stress and the size and location of non-metallic inclusion. *Int, J. Fatigue*, 1989, 11: 291~298
- [73] Hui W J, Dong H, Weng Y Q, Shi J, Nie Y H, Chu Z M, Chen Y B. *Acta Metall Sin*, 2004; 40: 561
- [74] Zhou S, Murakami Y, Baretza S, Fukushima Y, *Mater Sci Technol*, 2002;18: 1535
- [75] 高镇同, 熊峻江. 疲劳可靠[M]. 北京: 北京航空航天大学出版社, 2000
- [76] Zhao Y X, Gao Q, Wang J N. An approach for determining an appropriate assumed distribution of fatigue life under limited data. *Reliability Engineering and System Safety*, 2000, 67: 1~7
- [77] Basquin O H. The Exponential Law of Enduranc Tests. *Proceeding od ASTM[J]*,1919, (10):625-630
- [78] Murakami Y, Toriyama T, Coudert E M. Instructions for a new method of inclusion rating and correlations with the fatigue limit. *J. Testing and Evaluation*, 1994, 22, (4): 318~326
- [79] Murakami Y, Kodama S, Konuma S. *Trans Jpn Soc Mech Eng*, 1988; A54:688
- [80] T. E. Matikas. Specimen design for fatigue testing at very high frequencies. *Journal of Sound and Vibration*(2001); 247(4), 673-681
- [81] Murakami Y, Npmoto T, U. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue in steels[J]. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*. 1999,22: 581~590
- [82] Papakyriacou M, Marey H, Pypen C, et al. Influence of loading frequency on the high
-

- cycle fatigue properties of b.c.c and h.c.p metal[J]. Materials Science and Engineering, 2001, A308: 143~152
- [83] Bathias C, Drouillac L, Francois P L. How and why the fatigue S-N curve does not approach a horizontal asymptote[J]. International Journal of Fatigue, 2001, 23: S143-S151
- [84] Roth L D, Willertz, Leax T R. On the fatigue of copper up to ultrasonic frequencies [A], in: Ultrasonic Fatigue, Proceeding of the First International Conference on Fatigue and Corrosion Fatigue up to Ultrasonic frequencies[C]. PA: The Metallurgical Society of AIME, 1984, 3: 1791-1798
- [85] 王弘. 40Cr、50 车轴钢超高周疲劳性能研究及疲劳断裂机理探讨[A]. 西南交通大学博士论文集[C]. 成都: 西南交通大学, 2004, 50-102
- [86] 李舜铭. 机械疲劳与可靠性设计[M]. 北京: 科学出版社, 2006
- [87] Bathias C, There is no infinite fatigue life in metallic materials. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct, 1999, 22: 559~566
- [88] 倪金刚, 超声疲劳试验技术的应用[J]. 航空动力学报, 1995, 10(3): 245-248
- [89] Kuzmenko A. Fatigue of structural materials at high-frequency cyclic loading[J]. Advances in Fracture Research, 1984, 3: 1791-1798
- [90] Roth L D, Willertz, Leax T R. On the fatigue of copper up to ultrasonic frequencies[A], in: Ultrasonic Fatigue, Proceeding of the First International Conference on Fatigue and Corrosion Fatigue up to Ultrasonic Frequencies[C]. PA: The Metallurgical Society of AIME, 1982: 265-282
- [91] Sirian C R. et al. Method of measuring elastic strain distribution for high frequency fatigue testing. Proc Int Conf Ultrasonics, Champion P A USA, Oct 1981
- [92] Stanzl-Tschegg S E, Mary H. Fatigue and fracture crack growth of aluminum alloys at very high numbers of cycles[J]. International journal of fatigue, 2001, 23: S231-S237
- [93] Furuya Y, Matsuoka S, Abe T, et al. Gigacycle fatigue properties for high-strength low-alloy steel at 100Hz, 600Hz, and 20KHz[J]. Scripta materilia. 2002, 46: 157-162
- [94] 薛红前, 陶华. 一种球墨铸铁的超高周疲劳行为研究[J]. 航空学报, 2004, 25(1): 93-96
- [95] Wang Q Y, Bathias C, Rathery S, et al. Fatigue of a spheroidal graphite cast iron in the very high cycle range[J]. Science et Génie des Matériaux, Rev de Matériaux, 1999, 96: 221-226

附录一文中参数的注释说明

第 1 章:

LCF: 低周疲劳

HCF: 高周疲劳

S-N: 应力-寿命

Mega-fatigue: 发生在 10^6 以前的受表面裂纹萌生机制控制的疲劳

Giga-fatigue: 发生在 $10^6 \sim 10^9$ 周次内受内部裂纹萌生机制和低于门槛值的极低速的表面裂纹扩展机制控制的疲劳

VHCF: 超高周疲劳

第 2 章:

σ_a : 应力幅

G: 秤砣的重量

M: 秤砣的质量

g: 重力加速度

σ_{\max} : 试样横截面上最大弯曲应力

M_{\max} : 试样危险截面的最大弯曲力矩

W: 试样截面系数

L: 试样的长度

K_t : 弹性应力集中系数

SEM: 电子显微镜

Fish-eye: 鱼眼

GBF(granular bright facet): 特殊的白区

ODA(optically dark area): 典型的黑

σ_{at} : 真应力

σ : 名义应力

d_{inc} : 夹杂深度

$Area_{ini}$: 初期裂纹的面积

N_f : 断裂循环数

$2b$: 夹杂长度

$2a$: 夹杂宽度

P-S-N: 存活概率-应力-寿命

$P_i(x)$: 威布尔分布的累积分布函数
 m : 威布尔分布的形状参量
 w : 威布尔分布的位置参量
 Θ : 威布尔分布的尺度参量
 μ : 母体的平均值
 σ : 母体的标准差
 P : 可靠度
 R : 线性拟合相关系数
SEV: 统计极值法
GPD: 广义帕雷托法
 λ, α : Gumbel 分布函数的两个待定参数
 L : Murakami 公式计算的最大似然函数
 S_0 : 视场的面积
 T : 周期
 V : 钢的体积
 $K_{I\max}$: I 型最大应力强度因子
 ΔK_{th} : 表面裂纹萌生的门槛值
 σ_w : 疲劳强度
 Q, D, C : 疲劳强度的三个位置常数
HV: 材料的 Vickers 硬度
 S : 表示缺陷在垂直于应力轴平面的投影面积
 ΔK_{ini} : 裂纹萌生位置处的初期应力强度因子幅值
 $\Delta K_{ini,s}$: 裂纹萌生于表面的初期应力强度因子幅值
 $\Delta K_{ini,inc}$: 裂纹萌生于内部的初期应力强度因子幅值
 P' : 破坏概率

第 3 章:

R : 应力比
 m, D : 描述 $S-N$ 曲线的材料的常数
 L_2 : 谐振试件的共振长度
 U : 振动位移
 K : 循环波数
 S : 超声试样横截面面积

w : 角频率

f : 试验频率

C : 波传播速率

E_d : 材料动弹性模量

p : 材料的密度

攻读硕士学位期间发表的学术论文

- [1] 李伟, 鲁连涛. 高碳铬轴承钢超长寿命 $S-N$ 关系的概率特性[J]. 交通运输工程学报, 2006, 6(2): 17-21
- [2] 李伟, 鲁连涛. 超长寿命双重 $S-N$ 曲线模型的研究[J]. 中国铁道科学, 已录用待发表
- [3] 李伟, 张继旺, 杜玉峰. GCr15 钢超高周疲劳行为的试验研究[J]. 西南交通大学 110 周年校庆研究生学术论坛. 2006
- [4] 杜玉峰, 李伟. B 级铸钢重构 $S-N$ 曲线模型的研究[J]. 机械, 已录用待发表
- [5] 彭玉灵, 黄诗尧, 李伟. 可靠性模型的确定方法[J]. 西南交通大学 110 周年校庆研究生学术论坛. 2006
- [6] 黄诗尧, 杨冰, 李伟. 转向架零部件疲劳可靠性的研究[J]. 西南交通大学 110 周年校庆研究生学术论坛. 2006