

## GCr15 钢超高周疲劳行为的实验研究\*

## EXPERIMENTAL INVESTIGATION ON VERY-HIGH CYCLE FATIGUE OF GCr15 STEEL

周承恩\*\* 洪友士\*\*\*

(中国科学院力学研究所 非线性力学国家重点实验室, 北京 100080)

ZHOU ChengEn HONG YouShi

(State Key Laboratory of Nonlinear Mechanics (LNM), Institute of Mechanics,  
Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080, China)

**摘要** 以 GCr15 钢为实验材料进行旋转弯曲超高周疲劳行为的实验研究。用光学显微镜和扫描电镜对试样疲劳断口进行观察,结果显示,疲劳断裂周次从  $10^6$  直到  $4 \times 10^8$ , GCr15 钢疲劳裂纹大多起源于试样内部,裂纹源一般为非金属夹杂物。从内部起裂的试样,疲劳寿命一般比从表面起裂试样的寿命长。文中从断裂力学和断裂物理的角度,对实验结果和疲劳机理进行分析。

**关键词** GCr15 钢 超高周疲劳 断口特征 疲劳机理

**中图分类号** O346.23 TGI42.33

**Abstract** Attempts are made on revealing the very-high cycle fatigue behavior and fatigue mechanism of high strength steels. GCr15 steel was used as testing material and rotating bending fatigue test was adopted. The fractography of fatigue failure was observed by optical microscopy and scanning electron microscopy. The observations shows that, for the number of cycles to fatigue failure between  $10^6$  and  $4 \times 10^8$  cycles, fatigue cracks mostly initiated in the interior of specimen and originated at non-metallic inclusions. The results indicate that the fatigue life of specimens with crack origin at the interior of specimen is longer than that with crack origin at specimen surface. The experimental results and the fatigue mechanism were further analyzed in terms of fracture mechanics and fracture physics.

**Key words** GCr15 steel; Very-high cycle fatigue; Fractography; Fatigue mechanism

Corresponding author: ZHOU ChenEn, E-mail: zce@lnm.imech.ac.cn, Tel: +86-10-62545533-3184

Manuscript received 20040428, in revised form 20040714.

## 1 引言

随着工业技术的发展,许多工程应用,如航空航天、汽车、船舶等对部件的疲劳寿命要求通常要达到  $10^8$  周次以上,有的甚至到  $10^{11}$  周次。而传统的疲劳设计是基于  $10^7$  以内的疲劳数据建立的。近年的研究表明,在  $10^8$  以上材料的疲劳表现出与低周和高周疲劳不同的特征,有必要对材料在  $10^8 \sim 10^{11}$  周次之间的疲劳行为和疲劳机理进行系统的研究,并以此作为这一阶段疲劳安全设计的依据。该阶段的疲劳被称为超高周疲劳(very high cycle fatigue, VHCF)。

一般认为,疲劳裂纹在构件的表面萌生。超高周疲劳的研究表明,当疲劳载荷下降到传统疲劳极限以下时,疲劳仍然会发生,且试样的疲劳裂纹倾向于在内部的夹杂等缺陷处萌生。在试样的断口上,裂纹源处在光学显微镜下呈现“鱼眼”(fish-eye)形

貌,见图 1。图 2 为直到超高周阶段  $S-N$  曲线的示意图。在低周和高周疲劳中,试样的疲劳寿命主要消耗在裂纹的扩展中,而在超高周疲劳中,Wang 等<sup>[1]</sup>及 Chapetti 等<sup>[2]</sup>的分析表明裂纹萌生的时间将占据绝大部分的疲劳寿命。但是裂纹萌生的具体过程和特征以及机理也未见文章阐述。Murakami 等<sup>[3]</sup>研究了缺陷的影响,发现裂纹起源处存在的“暗区”(ODA, optical dark area),研究了氢在暗区形成中的作用。然而到目前为止,裂纹在内部萌生的机理并未得到全面的解释。本文对材料 GCr15 轴承钢进行超高周疲劳实验,对断口进行 SEM 扫描电镜和光学显微镜下的观测。

由于超高周疲劳耗时长,用超声疲劳的方法将大大节约实验成本和时间。然而大部分传统工程构件的工作频率与超声疲劳的实验频率有很大的差别。Sakai<sup>[4]</sup>等在较低的频率下做了不少实验,为工程应用

\* 20040428 收到初稿,20040714 收到修改稿。

\*\* 周承恩,男,1972 年 9 月生,内蒙古人,汉族。中科院力学所 LNM 室博士研究生。研究方向为固体力学、材料的疲劳。

\*\*\* 洪友士,男,1951 年 7 月生,福建省厦门市人,汉族。中国科学院力学研究所所长,研究员,博士生导师。研究方向为材料力学性能与内部结构。

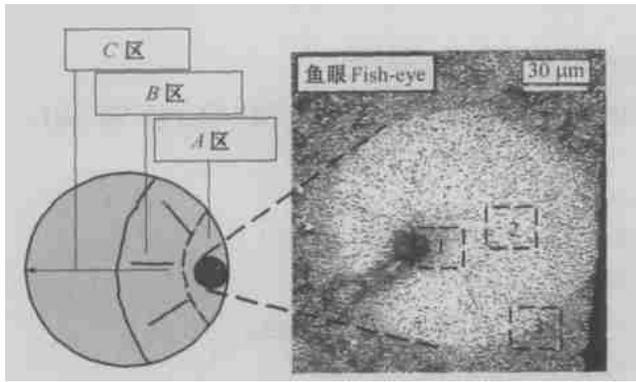
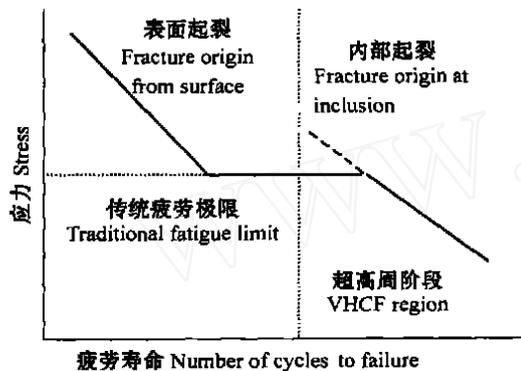


图1 旋转弯曲型超高周疲劳典型断口特征(非比例)

Fig.1 Fracture surface of rotating-bending VHCF

图2 从高周到超高周疲劳  $S-N$  曲线示意图Fig.2 Schematic of VHCF  $S-N$  curve

提供了参考数据。本文所采用的实验频率也接近实际工程应用。

## 2 实验

### 2.1 材料和试样

实验材料是 GCr15 轴承钢,其名义成分为,0.95% C ~ 1.05% C, 1.30% Cr ~ 1.60% Cr, 0.15% Si ~ 0.35% Si, 0.20% Mn ~ 0.40% Mn。材料在 1118 K 保温 1 小时后油淬,在 453 K 下保温 2 小时回火。图 3 是 GCr15 材料热处理后的金相组织。材料热处理终态的断裂强度 2.3 GPa。试样形状如图 4 所示。实验段的应力集中系数为 1.05。在试样机加工完成后,试样实验段用 400 号 ~ 1200 号砂纸逐步进行打磨,最后用 0.5 μm 金刚砂研磨膏进行抛光,以保证试样在实验段表面机加工影响最小。垂直轴向截面上的显微硬度测试表明没有硬度梯度的存在。

### 2.2 疲劳实验方法

疲劳实验在一种可同时挂载 4 根试样的旋转弯曲疲劳试验机上完成,频率为 52.5 Hz。实验在室温和空气中进行。通过端部悬挂不同重量重物的方式改变载荷。从屈服强度的 70% 起每降低约 3% 屈服强度作为实验载荷,进行一组 4 根试样的疲劳实验,实验的疲劳周次范围在  $10^5$  到  $5 \times 10^8$  之间。由于加载用砝码重量

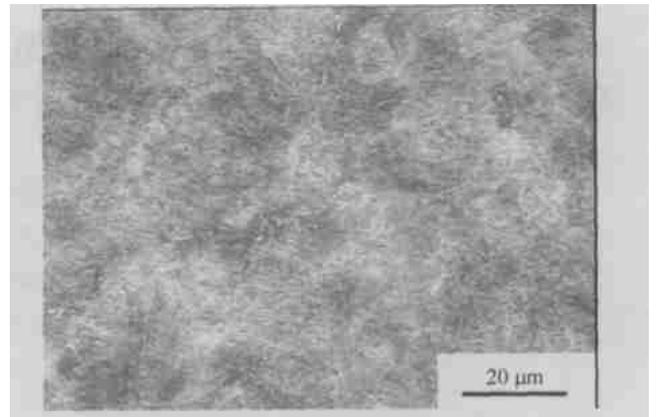


图3 GCr15 金相组织

Fig.3 Martensitic structure of GCr15

和试样截面积的分散性,同一组试样所受到的最大应力不尽相同。试样断裂后在光学显微镜和扫描电镜下观察断口形貌,并测量相关的参数,包括“鱼眼”、暗区和夹杂物的尺寸,图 1 所示各区的大小等。

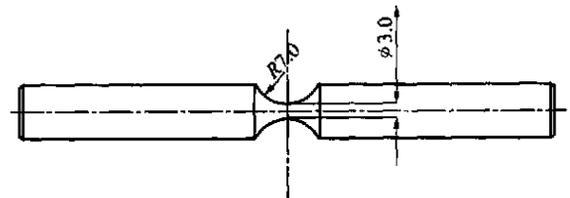


图4 试样尺寸

Fig.4 Specimen

## 3 结果及分析

### 3.1 $S-N$ 曲线

图 5 给出疲劳试验的  $S-N$  曲线,两种数据点分别代表裂纹源位于试样内部和试样表面。所采用的 GCr15 实验材料的传统疲劳极限约为 1185 MPa,过半数的实验点均位于传统疲劳极限以下。可以看出在超高周疲劳阶段,裂纹多起源于试样内部,说明内部起裂是超高周疲劳的一个典型特征。在光学显微镜下的断口观察发现,表面起裂的试样多为位于表面或与表面相切的夹杂引起。

从  $S-N$  曲线中发现,在同一载荷下,表面起源疲劳试样的寿命都小于内部起源疲劳试样的寿命。在高周阶段,可以采用某种手段,如表面渗氮,引入残余应力等抑制表面裂纹的扩展来延长构件的寿命。Murakami<sup>[5]</sup> 等的实验中,表面硬化层对裂纹起源的影响可以明显看出。很多超高周疲劳实验中,表面并不存在硬化层或残余应力层,但是在载荷降低到传统疲劳极限以下时,材料表面因滑移造成的挤入挤出机制受到抑制,相应地,内部由夹杂或其他缺陷引起的应力集中成为裂纹起源的主要因素。Miller<sup>[6]</sup>、Murakami<sup>[7]</sup> 以及 Bathias<sup>[8]</sup> 等都对内部起源的原因作了一定的解释,但表面裂纹与内部裂纹起源的竞争机制并不十分

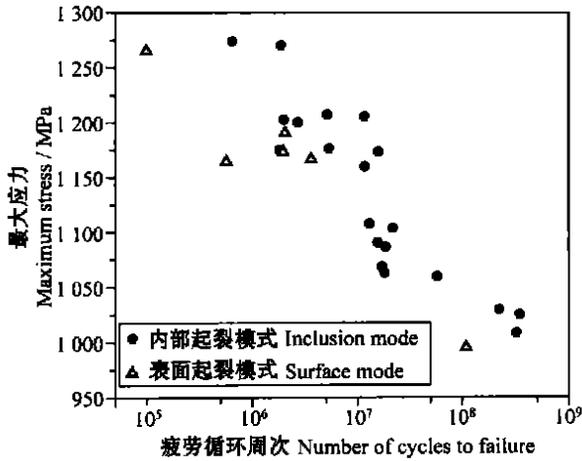


图 5 S-N 曲线(旋转弯曲,  $f = 52.5$  Hz)

Fig. 5 S-N data (rotating-bending,  $f = 52.5$  Hz)

明了。

### 3.2 断口观察

扫描电镜观察和能谱分析显示,裂纹源一般为靠近表面的  $Al_2O_3$  夹杂。“鱼眼”内部不同部分具有明显不同的特征。图 6 给出不同部分 SEM 观察的形貌。从 SEM 照片中可以看到,暗区的表面比“鱼眼”内其他部分较为粗糙,而“鱼眼”内的表面形貌又比“鱼眼”外部的断面光滑得多。

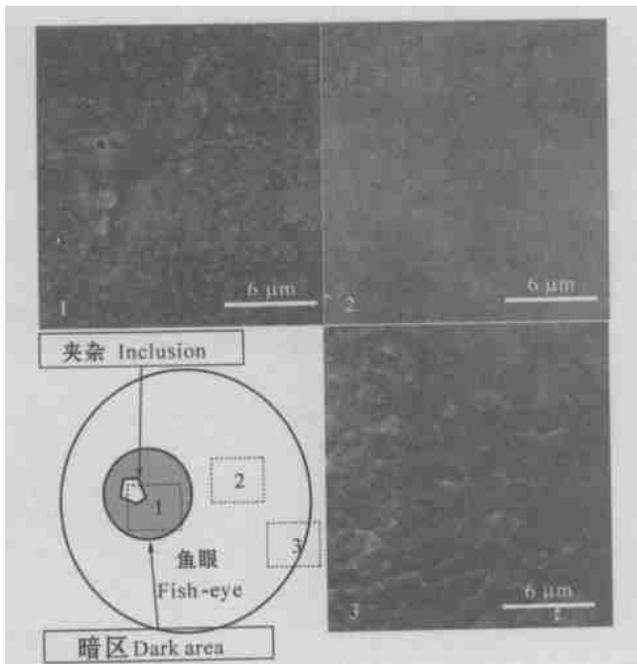


图 6 断口鱼眼形貌

Fig. 6 Fish-eye morphology

在光学显微镜下对断口,尤其是“鱼眼”内部进行详细的观察和测量。由于采用旋转弯曲疲劳,试样的表面应力最大,所有的“鱼眼”均位于试样的近表面,且“鱼眼”与试样表面相切。在其他研究者的拉压弯曲疲劳中,有靠近试样截面中心的“鱼眼”出现,但二者没有本质的不同。“鱼眼”与表面相切的特征可用裂纹由真空环境下扩展转变为在空气中扩展来解释,并说明“鱼

眼”内外不同粗糙度是氧致裂纹闭合参与与否的结果。图 7 是“鱼眼”内部结构。“鱼眼”可近似按圆形测量其半径,暗区和夹杂需测量其投影面积。对图 1 中所示 A 区的宽度和形状也进行了测量。

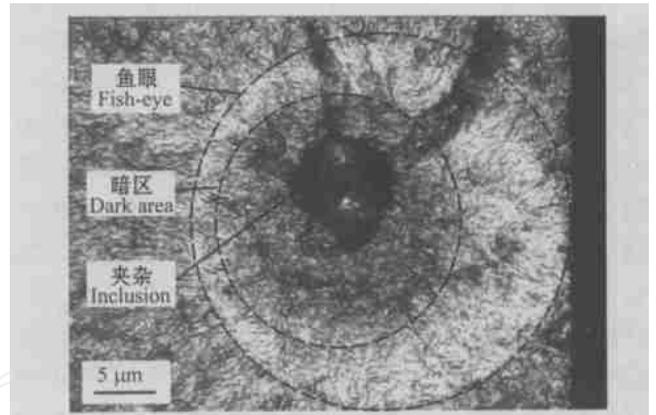


图 7 鱼眼结构

Fig. 7 Different parts of fish-eye

图 8 给出裂纹扩展到图 1 所示 A 区和 B 区边界时  $\sqrt{a}$  与最大应力之间的关系。考虑形状因子修正后,发现对应 A 区边界的应力强度因子基本不随载荷变化,且与 GCr15 的断裂韧性(约  $14 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ )接近,由此可确定 A 区为裂纹稳定扩展区域,其边界对应的应力强度因子是 Paris 区的上界,接近 GCr15 材料的断裂韧性。而 B 和 C 区分别是裂纹快速扩展和最后瞬断区。

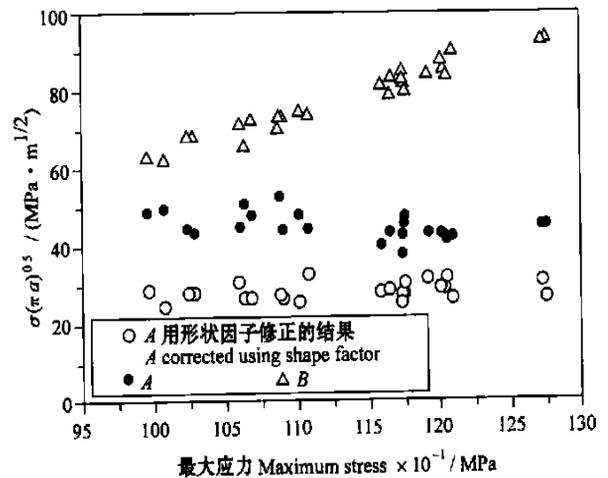


图 8 应力强度因子

Fig. 8 Stress intensity factor

为了区分裂纹萌生与扩展的界限以及确定裂纹扩展阶段和裂纹萌生阶段在疲劳寿命中所占的比例,需要确定各阶段对应应力强度因子与裂纹扩展的门槛值  $K_{th}$  之间的关系。图 9 是  $K_{mit} = M \frac{2}{3/4} \times \sqrt{\sqrt{\text{Area}}}$  与疲劳周次的关系,其中  $M$  是形状因子,  $\text{Area}$  是暗区或夹杂的投影面积,  $K_{mit}$  是对应的应力强度因子。从图中得出对应于暗区的应力强度因子

$K_{\text{ini}}$  接近 GCr15 的疲劳门槛值  $K_{\text{th}} = 6 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ , 故把暗区边界作为超高周疲劳中裂纹萌生和扩展的分界线是合适的。

裂纹从暗区开始到图 1 中 A 区的边界之间的扩展基本服从 Paris 裂纹扩展的规律。这一阶段裂纹扩展了大约 0.3 mm 到 0.8 mm 的长度, 而平均裂纹扩展速率约为  $10^{-8} \text{ m/cycle} \sim 10^{-9} \text{ m/cycle}$ 。在这样的保守估计下, 这一阶段将至多经历  $8 \times 10^5$  周次。考虑到 B 和 C 区的裂纹扩展将非常快, 因此, 在超高周疲劳阶段疲劳寿命的绝大部分将消耗在暗区之内。很明显, 在暗区内裂纹扩展并不是每一个应力循环都会发生。Murakami<sup>[7]</sup> 等用氢的参与解释裂纹起源和暗区表面粗糙的特征, 但暗区如何消耗疲劳寿命的绝大部分到目前为止没有合理的解释。表面的粗糙特征暗示暗区内的过程和微结构造成的局域应力应变场有密切的关系, 从微观着手, 发展微观断裂力学和新的位错理论<sup>[6]</sup> 是认识这一过程的必要手段。

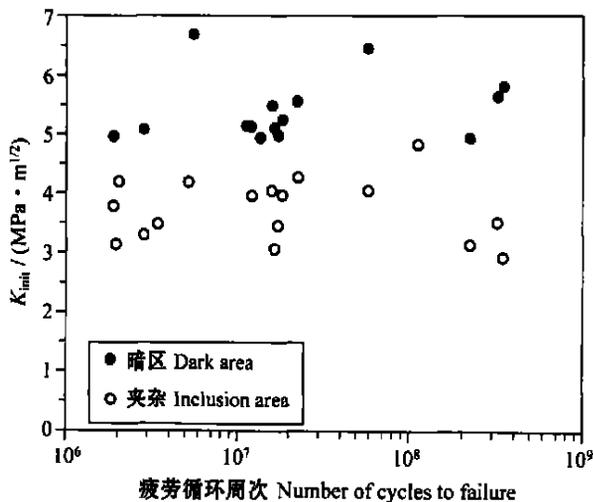


图 9  $K_{\text{ini}}$  与疲劳周次的关系

Fig. 9 Correlation between  $K_{\text{ini}}$  and fatigue cycles

## 4 结束语

本工作进行了高强度合金钢 GCr15 在超高周疲劳阶段的疲劳实验。得到疲劳实验的  $S-N$  曲线, 对断口进行 SEM 扫描电镜和光学显微镜下的观测, 并从断裂力学的角度分析断口各个不同特征区域在疲劳过程中所处的阶段。

定性分析裂纹在暗区内部和从暗区扩展到最终断裂的时间, 认为疲劳寿命大部分集中在暗区内部, 但是暗区内部的裂纹产生过程是通过何种机制进行, 还需要进一步的分析。

## References

- 1 Wang Q Y, Berard J Y, Dubarre A, et al. Ggacycle fatigue of ferrous alloys. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 1999, 22: 667 ~ 672.
- 2 Chapetti M D, Tagawa T, Miyata T. Ultra-long cycle fatigue of high-strength Carbon steels part II: estimation of fatigue limit for failure from internal inclusions. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 356 (1-2): 236 ~ 244.
- 3 Murakami Y, Takada M, Toriyama T. Super-long life tension-compression fatigue properties of quenched and tempered 0.46 % Carbon steel. *Int. J. Fatigue*, 1998, 16(9): 661 ~ 667.
- 4 Sakai T, Takeda M, Shiozawa K, et al. Experimental evidence of duplex  $S-N$  characteristics in wide life region for high strength steels. In: Wu X R, Wang Z G eds., *Proceedings of the 7th International Fatigue Congress*, Beijing, 1999. 573 ~ 578.
- 5 Murakami Y, Nomoto T, Ueda T. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 1999, 22: 581 ~ 590.
- 6 Miller KJ, O'Donnell WJ. The fatigue limit and its elimination. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 1999, 22: 545 ~ 557.
- 7 Murakami Y, Yokoyama N N, Nagata J. Mechanism of fatigue failure in ultra long life regime. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 2002, 25: 735 ~ 746.
- 8 Bathias C. There is no infinite fatigue life in metallic materials. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 1999, 22: 559 ~ 565.