# 高应力下G13Cr4Mo4Ni4V渗碳轴承钢旋转弯曲疲劳行为与损伤模型

刘晓宇[1] 杨晓峰[2] 周丽娜[1*] 陈佳城[3] 杨卯生[3]
1.中国航发哈尔滨轴承有限公司,哈尔滨,150025
2.中国人民解放军93156部队,哈尔滨,150025
3.钢铁研究总院有限公司,北京,100089

**摘要**:研究了高应力下G13Cr4Mo4Ni4V高温渗碳轴承钢渗层微观组织和旋转弯曲疲劳行为,揭示了高应力下渗碳轴承钢疲劳裂纹萌生扩展机制并建立了损伤模型。研究结果表明,G13Cr4Mo4Ni4V轴承钢夹杂物等疲劳缺陷应力强度因子是高应力疲劳损伤当量;引起裂纹萌生有表面缺陷、近表面夹杂物、次表面夹杂物、次表面基体晶界处。G13Cr4Mo4Ni4V钢渗碳表面疲劳缺陷局部应力集中导致裂纹萌生后缓慢快速扩展,直至瞬时断裂。渗层内部夹杂物疲劳缺陷在高循环应力作用下引起裂纹萌生后,裂纹首先迟滞缓慢扩展至周围基体并形成GBF区、从GBF区继续扩展形成鱼眼区至试样表面,或从鱼眼区继续向四周进行稳态扩展至试样表面反向快速扩展直至瞬时断裂。渗层内夹杂物疲劳缺陷在高循环应力作用下,夹杂物界面的局部位错增殖导致应变集中从而萌生裂纹。基于夹杂物应力强度因子和循环高应力引起位错增殖导致应力强度因子增大,构建了G13Cr4Mo4Ni4V轴承钢渗层疲劳损伤模型。

**关键词**:旋转弯曲疲劳;裂纹萌生;裂纹扩展;表面缺陷;损伤模型
**中图分类号**:TP182;TH133.3;O313.7
DOI:10.3969/j.issn.1004-132X.2026.08.023 **开放科学(资源服务)标识码(OSID)**:

## Rotational Fatigue Bending Behavior and Damage Model of G13Cr4Mo4Ni4V Carburized Bearing Steels in High Stress

LIU Xiaoyu[1] YANG Xiaofeng[2] ZHOU Lina[1*] CHEN Jiacheng YANG Maosheng
1.AECC Harbin Bearing Co., Ltd., Harbin, 150025
2.Unit 93156 of PLA, Harbin, 150025
3. Central Iron & Steel Research Institute Co., Ltd., Beijing, 100089

**Abstract**: This paper investigated the microstructure and rotational bending fatigue behavior and mechanism of the carburized layers in G13Cr4Mo4Ni4V high-temperature carburized bearing steels. Observing the fracture surfaces of the rotating bending fatigue specimen, the factors affecting the fatigue performance of high-temperature carburized bearing steels were explored, and the mechanism of fatigue crack initiation and propagation in carburized bearing steels was revealed. The Results show G13Cr4Mo4Ni4V bearing steel inclusions and other fatigue defect stress intensity factor is high-stress fatigue damage equivalent; crack sprouting is caused by surface defects, near-surface inclusions, subsurface inclusions, subsurface substrate grain boundaries. Fatigue crack expansion of carburized surface defects in G13Cr4Mo4Ni4V steels was accelerated by local stress concentration. Localized stress concentration leads to slow and rapid crack expansion after crack initiation until instantaneous fracture. Inclusion fatigue defects within the penetrating layer in the high cyclic stress caused by crack initiation, cracks first hysteresis and slow expansion to the surrounding matrix and the formation of GBF area, from the GBF area to continue to expand the formation of fish-eye area to the surface of the specimen, or from the fish-eye area to continue to the four sides of the steady-state expansion to the surface of the specimen to the reverse of the rapid expansion until the instantaneous fracture. Fatigue defects of inclusions in the percolated layer under high cyclic stress, the local dislocation proliferation at the interface of inclusions leads to strain concentration and thus crack initiation. Based on the stress intensity factor of inclusions and the increase of stress intensity factor due to dislocation proliferation caused by high cyclic stress, the fatigue damage model of G13Cr4Mo4Ni4V bearing steels carburized layer was constructed.

**Key words**: rotational bending fatigue; crack initiation; crack propagation; surface defect; damage model

**收稿日期**:2025-01-10

## 0　引言

G13Cr4Mo4Ni4V（国外牌号M50NiL）高温渗碳轴承钢在宽温域、高速环境下具有高硬度、高韧性、高耐磨性、高疲劳等特点，被广泛应用于航空发动机及燃气轮机轴承制造[1]。其典型热处理工艺通常为渗碳＋淬火＋三次回火，热处理后得到的渗层组织为高碳隐晶马氏体，M2C、MC、M23C6型等碳化物以及少量残余奥氏体；芯部组织为板条马氏体、δ铁素体、残余奥氏体和MC碳化物，该微观组织特征为G13Cr4Mo4Ni4V提供了优异的表面硬度和良好的芯部韧性，且渗碳层能获得良好的残余压应力分布，组织中碳化物细小且分布均匀，可提高材料的韧性和疲劳性能[2-3]。

国内外学者研究发现，轴承钢中夹杂物、表面加工等疲劳缺陷对疲劳裂纹萌生及扩展具有重要影响，且高温降低了轴承钢抗疲劳性能[4-6]。还有学者针对不锈钢、高碳铬轴承钢等开展了旋转弯曲疲劳行为及其影响机制的分析[7-10]，研究结果表明，裂纹萌生寿命占疲劳总寿命的绝大部分；裂纹起裂方式有驻留滑移带（persistent slip band，PSB）引起起裂、晶界起裂、碳化物或夹杂起裂及表面粗糙度起裂等。徐励等[11]研究了中碳钢缺口小裂纹扩展速率后发现，在小裂纹的扩展过程中，小裂纹在小于大裂纹应力强度因子的作用下扩展，且扩展速度增幅显著高于大裂纹。郭军[12]研究了8Cr4Mo4V钢旋转弯曲疲劳裂纹的萌生过程后发现，疲劳试样主要起裂于破碎$M_2C$型碳化物和脱粘夹杂物，应力强度因子达5 MPa·$m^{1/2}$时疲劳缺陷会萌生裂纹。

Miner线性疲劳损伤累积模型[13]为最早的疲劳损伤模型。CHABCOHE等[14]提出了结合环境作用和材料缺陷的疲劳损伤累积理论。目前，常用的材料疲劳分析方法有名义应力法、局部应力法、临界面法、能量法、损伤力学方法、相场法、神经网络方法等[15-16]。于宜冰等[17]对硬化层影响的M50NiL轴承钢的旋转弯曲疲劳损伤进行分析并提出了寿命预测方法。目前疲劳损伤模型多集中在损伤力学计算上，未涉及材料组织性能演变引起力学性能变化。

目前G13Cr4Mo4Ni4V钢旋弯疲劳研究较多集中在夹杂物对疲劳性能的影响作用，但局部夹杂物等疲劳缺陷导致应变与应力集中引发疲劳裂纹的萌生以及裂纹扩展的关联性尚未明确，由于缺乏对G13Cr4Mo4Ni4V钢渗层微观组织结构及疲劳缺陷的深入探究，故未能阐明其裂纹萌生及扩展机制或构建相应寿命损伤模型，本文对此进行研究。

## 1　实验材料与实验方法

### 1.1　实验材料与热处理工艺

本实验采用双真空（VIM-VAR）冶炼的G13Cr4Mo4Ni4V高温渗碳轴承钢作为实验用钢，其成分见表1。G13Cr4Mo4Ni4V轴承钢疲劳试样采用真空低压渗碳工艺，然后于1120 ℃淬火保温50 min后油冷、−55 ℃保温2 h和三次560 ℃回火保温2 h。热处理后G13Cr4Mo4Ni4V钢芯部抗拉强度1385 MPa、屈服强度1175 MPa、冲击吸收功40 J、洛氏硬度42 HRC、断裂韧性70 MPa·$m^{1/2}$。

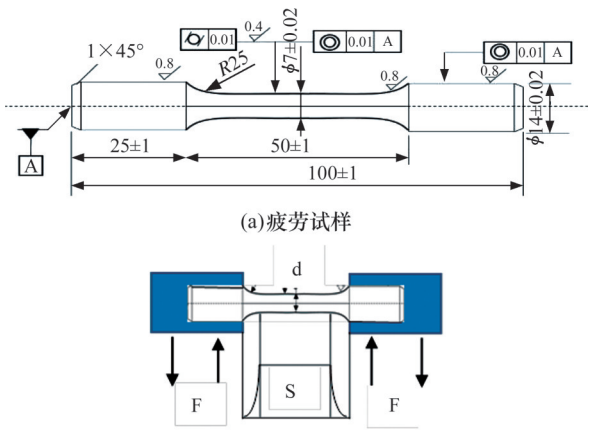
**表1　实验用G13Cr4Mo4Ni4V钢化学成分**（质量分数）

**Tab.1　Chemical composition of G13Cr4Mo4Ni4V steel for experimental use**（mass fraction）　%

| w(C) | w(Cr) | w(Mo) | w(Ni) | w(V) | w(P) | w(S) | w(Fe) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.11～0.15 | 4.00～4.25 | 4.00～4.30 | 3.20～3.60 | 1.10～1.30 | ≤0.005 | ≤0.002 | 余量 |

### 1.2　旋转弯曲疲劳测试及分析方法

首先采用线切割在G13Cr4Mo4Ni4V试验棒料上加工出$\phi$15 mm×100 mm棒料，用磨床将线切割后的试样磨削加工成$\phi$14.6 mm×100 mm表面光滑的试样。随后进行渗碳处理和热处理，处理后加工成旋转弯曲疲劳的试样标准尺寸与试样受力情况见图1。




(a)疲劳试样

(b)试验四点受力

**图1　旋转弯曲疲劳试样与受力情况**

**Fig.1　Rotational bending fatigue specimens and forces**

采用QBWP-6000简支旋转弯曲疲劳试验机测试G13Cr4Mo4Ni4V钢渗碳＋热处理后的旋转弯曲疲劳性能，试验的循环应力比为−1，试验采

用四点加载，应力集中系数$K_t$为1，频率为80 Hz，应力比$\sigma$为−1，置信度为95%。试验规定的循环周次为$10^7$，试样的循环周次达到$10^7$后停止并视为通过测试；若试样的循环周次小于$10^7$，则视为未通过测试。

G13Cr4Mo4Ni4V和8Cr4Mo4V（国外牌号M50）轴承钢裂纹扩展速率分别选择加工图2所示2个试样，按照GB/T 6398使用NTS万能试验机进行测试；预制一个尖锐裂纹后加载正弦波，对试样1加载一个恒定的力，测试出稳定扩展区。试样1继续恒力加载使得裂纹扩展测试快速扩展区；选择试样来测试慢速扩展区及临界值，加载并控制力的大小，直到裂纹扩展速率降至$10^{-7}$ mm/周次，测试出临界值。8Cr4Mo4V钢应力强度因子测试临界值为5 MPa·$m^{1/2}$。测试G13Cr4Mo4Ni4V钢稳定裂纹扩展速率，G13Cr4Mo4Ni4V钢渗层扩展速率，选用8Cr4Mo4V钢作为测试材料，测试了应力强度因子10～70 MPa·$m^{1/2}$范围内G13Cr4Mo4Ni4V裂纹扩展速率，测试了应力强度因子5～18 MPa·$m^{1/2}$范围内8Cr4Mo4V轴承钢裂纹扩展速率。G13Cr4Mo4Ni4V轴承钢断裂韧性较好，相比于8Cr4Mo4V钢$K_{IC}$=18 MPa·$m^{1/2}$，G13Cr4Mo4Ni4V钢脆性断裂应力强度因子达70 MPa·$m^{1/2}$；相比于8Cr4Mo4V钢，G13Cr4Mo4Ni4V钢裂纹扩展速率增加缓慢。

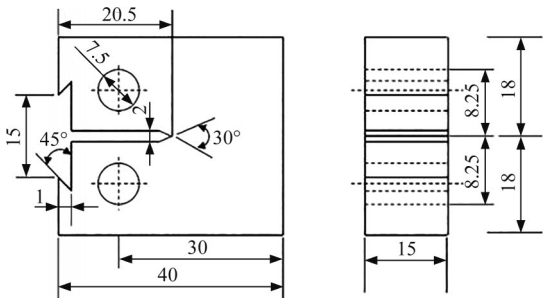



图2 裂纹扩展速率试样图纸

Fig.2 Drawing of crack propagation rate specimen

## 2 结果与讨论

### 2.1 G13Cr4Mo4Ni4钢的旋转弯曲疲劳行为

#### 2.1.1 G13Cr4Mo4Ni4钢渗层组织与*S-N*曲线

G13Cr4Mo4Ni4V钢渗层维氏硬度测试结果见图3，硬度随着渗层深度的增加而降低，从793.1 HV逐渐降低到芯部硬度473.2 HV。有效渗层硬度定义为653 HV（58 HRC）以上，所测渗层深度约1750 μm，有效渗层深度为1000 μm以上，过渡层为600 μm左右。渗碳表面轴向压应力为749 MPa，600 μm处为193 MPa的残余压应力。G13Cr4Mo4Ni4V钢850 μm渗层内碳含量及硬度与8Cr4Mo4V钢接近，裂纹扩展速率测试数据可取值于8Cr4Mo4V钢。G13Cr4Mo4Ni4V钢渗层1000 MPa应力下441 μm裂纹应力强度因子为18 MPa·$m^{1/2}$。

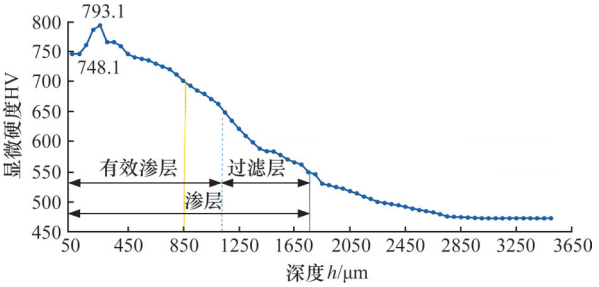
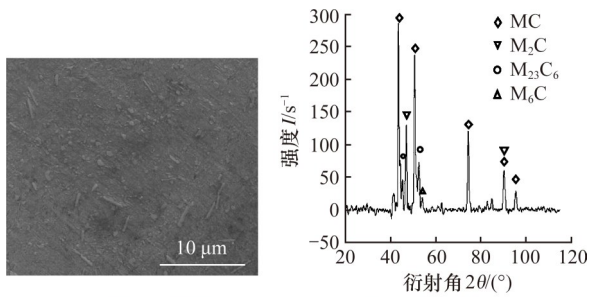



图3 疲劳试样渗层硬度分布

Fig.3 Hardness distribution of carburized layer in fatigue specimens

观察分析G13Cr4Mo4Ni4V钢渗碳热处理试样的横截面渗层组织后发现，渗层组织由孪晶针状马氏体、残余奥氏体、MC、$M_2C$、$M_{23}C_6$、$M_6C$型碳化物组成，渗层基体中分布着较多细小的碳化物，晶界碳化物析出较多。渗层碳化物见图4。渗层中MC、$M_2C$、$M_{23}C_6$型碳化物形态分别为球状、棒状以及团块状，团块状MC碳化物数量最多且尺寸小于3 μm。棒状和球状$M_2C$碳化物数量相对较少，大部分尺寸在5 μm以下。渗层碳化物分布如图4b所示。随着距试样表面距离的增加，碳浓度逐渐降低，碳化物的体积分数和尺寸逐渐减小。能谱分析结果表明，碳化物中合金元素均为Mo、Cr、V、Ni，只是含量有一些差别，短棒状和球状的Mo含量在20%左右、V含量在2%左右，团块状的Mo、V含量均在10%左右。



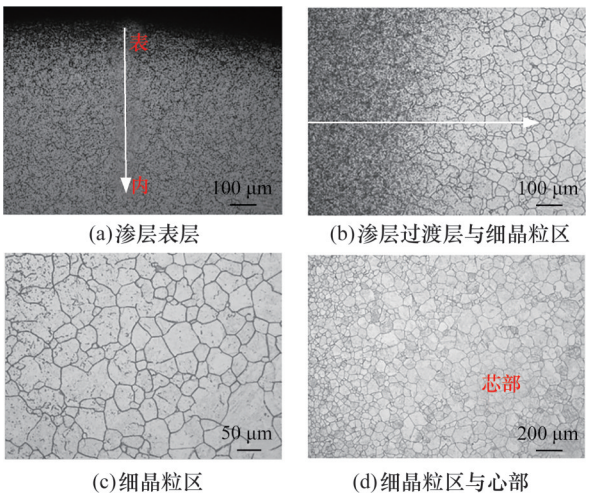

(a)渗层显微照片 (b)渗层相分析结果

图4 渗层碳化物种类及数量

Fig.4 Types and quantities of carbides in the carburized layer

试样芯部的碳化物基本为球状，Mo元素占主要部分，Cr、Ni、V等合金元素少，尺寸小于1 μm，均匀分布在基体中，测得渗碳热处理后残余奥氏体的含量为0.25%。渗碳后由渗层表面到芯部晶粒的分布见图5。距表面200 μm渗层区域

平均晶粒尺寸在40 μm以下，碳化物析出较多，从表面到1500 μm的晶界都有弯曲形貌，距表面1500～2000 μm范围内有50 μm左右的晶粒，如图5b、图5c所示。距表面超过2000 μm的区域有许多较粗大的100 μm以上的晶粒，如图5d所示。



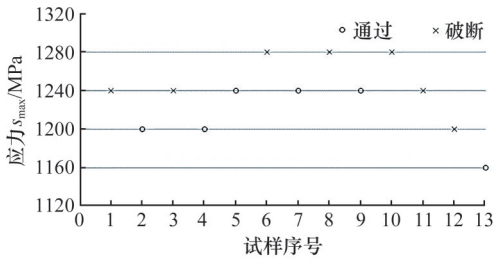

(a)渗层表层　(b)渗层过渡层与细晶粒区

(c)细晶粒区　(d)细晶粒区与心部

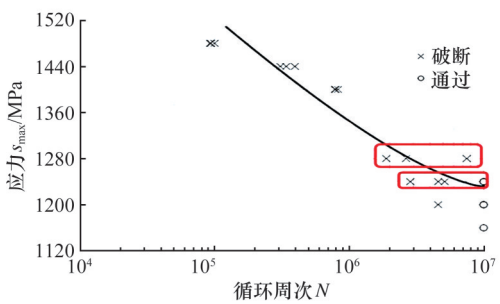
**图5　渗碳试样晶粒尺寸特征**

**Fig.5　Grain size characteristics of carburized specimens**

图6a、图6b分别为G13Cr4Mo4Ni4V钢的旋转弯曲疲劳升降图和*S*-*N*曲线。升降图显示承受应力$S_{max}$（单位：MPa）不同疲劳试样（序号1～13）是否通过了循环次数$1\times10^7$或破断；*S*-*N*曲线表示破断循环次数*N*与所承受应力*S*的关系。利用升降法测定钢的条件疲劳极限$S_{max}\times10^7$，升降法初始应力采用1240 MPa，循环周次为$10^7$，室温下旋转弯曲疲劳试验测得疲劳极限$S_{max}\times10^7$为1233 MPa，低于1160 MPa应力作用下试样的循环次数均超过$10^7$。




(a)钢的疲劳升降图




(b)钢的疲劳*S*-*N*曲线

**图6　G13Cr4Mo4Ni4V钢旋转弯曲疲劳*S*-*N*曲线**

**Fig.6　Fatigue *S*-*N* curve of G13Cr4Mo4Ni4V steel**

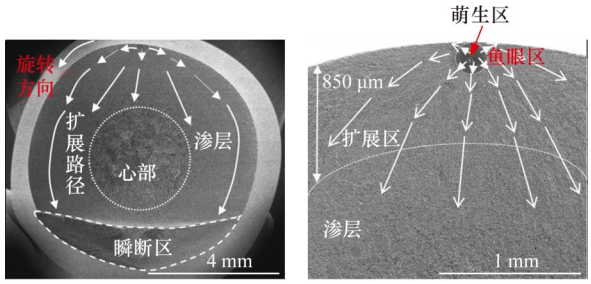
应力由1400 MPa增至1480 MPa时，旋转弯曲疲劳循环次数由$10^6$下降到$10^5$。应力是影响循环次数（疲劳寿命）的主要因素。相同高应力作用下试样表面加工情况及表层夹杂物位置、尺寸、数量及分布成为旋转弯曲疲劳循环次数的主要影响因素。

### 2.1.2　钢的疲劳断口形貌

观察G13Cr4Mo4Ni4V钢旋转弯曲疲劳试样断口扫描电镜结果，发现试样破坏类型多数为单源起裂，也有表面、内部双源起裂。疲劳断口分别由疲劳源区（Ⅰ区）、裂纹扩展区（Ⅱ区）和瞬断区（Ⅲ区）三部分所组成，疲劳总寿命$N_f$由萌生寿命$N_0$和扩展寿命$N_p$所构成，具体公式如下：

$$N_f=N_0+N_p=N_0+N_1+N_2+N_3 \tag{1}$$

内部起裂裂纹萌生区中包含起裂源和白色粒状粗糙区（GBF区，循环次数为$N_0$），裂纹慢速扩展区包括鱼眼区（循环次数为$N_1$）、850 μm渗层稳定扩展区（循环次数为$N_2$）、快速稳定扩展区（循环次数为$N_3$）。各区域在断口上的分布见图7。




(a)整个断口截面　(b)萌生、扩展区

**图7　旋转弯曲疲劳试样断口的SEM形貌**

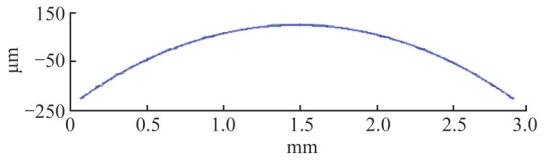
**Fig.7　SEM morphology of fracture surface of rotating bending fatigue specimen**

疲劳裂纹自裂纹源萌生后向外圆面渗层和芯部扩展，渗层的脆性较大，导致裂纹沿渗层扩展快速，试样芯部扩展缓慢，裂纹扩展方向如图7所示。裂纹扩展区与瞬断区存在明显的分界。裂纹持续扩展到瞬断区时，由于承受载荷的有效面积骤然减小，发生瞬时断裂。断口上起裂源区域瞬断区在试样两端是不完全对称的，因为裂纹沿旋转方向一侧的扩展速度与另一侧有差异。

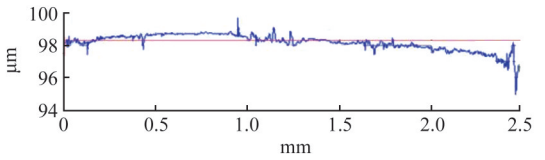
### 2.1.3　钢中夹杂物和疲劳试样表面精度

G13Cr4Mo4Ni4V钢中夹杂物形态为颗粒状，类型主要为镁铝尖晶石$Al_2O_3$.MgO、硫化锰MnS，极少量混合夹杂物MgO-$Al_2O_3$-MnS-CaO。MnS夹杂物最大尺寸为7.406 μm，多数夹杂物尺寸都在1～3 μm范围内，夹杂物数密度为0.16个/

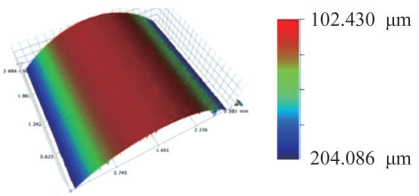
$mm^2$。采用白光干涉仪对旋转弯曲圆柱疲劳渗碳试样表面进行检测，试样表面粗糙度 $Ra$ 为0.64 μm，沿圆柱试样周向表面轮廓曲线见图8a，沿圆柱试样轴向表面轮廓曲线见图8b，试样外轮廓面看到有许多轴向的抛光痕迹，还有一些深度约30 μm的表面缺陷。圆柱试样表面轮廓曲线见图8c，在一些区域发现聚集夹杂物或碳化物剥落形成的凹坑（图8d、图8e），图8f显示这些凹坑的尺寸均在5 μm以下，其EDS能谱见图8g、图8h。



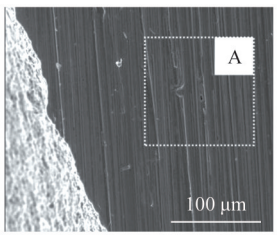

(a)试样圆柱面周向轮廓曲线



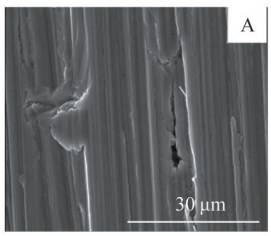

(b)试样圆柱面轴向轮廓曲线



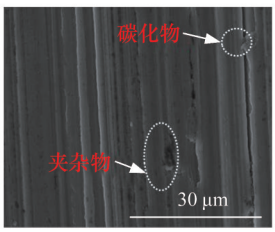

(c)试样圆柱面轮廓曲线



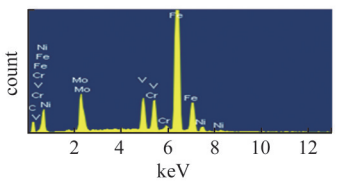

(d)试样断口附近表面缺陷(×1000)



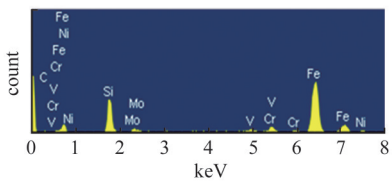

(e)试样断口附近表面缺陷(×5000)




(f)轮廓表面碳化物、夹杂物




(g)碳化物能谱




(h)夹杂物能谱

**图8 G13Cr4Mo4Ni4V钢旋转弯曲疲劳试样表面状态**

**Fig.8 Surface state of G13Cr4Mo4Ni4V steel rotating bending fatigue specimen**

G13Cr4Mo4Ni4V钢疲劳试样表面存在较大尺寸及深度的加工刀痕、碳化物或夹杂物剥落形成凹坑等缺陷。试样表面存在夹杂物、碳化物在磨削作用下形成的宽而浅、窄而深、宽而深的犁沟表面缺陷。

## 2.2 G13Cr4Mo4Ni4V钢疲劳裂纹萌生与扩展

### 2.2.1 试样疲劳裂纹的萌生特征

渗碳旋转弯曲疲劳试样起裂源断口形貌如图9所示。疲劳裂纹源于试样表面和内部。内部疲劳起裂均源于渗层内部，起裂形成鱼眼区边缘达到试样表面为近表面起裂。观察有表面起裂、近表面起裂和次表面三种起裂形式，如图9a所示。疲劳缺陷类型为表面犁沟、表面碳化物或夹杂物掉落形成的凹坑、近表面夹杂物、次表面夹杂物和基体薄弱处。起裂源依次为表面犁沟，近表面夹杂物，次表面夹杂物，表面碳化物掉落形成凹坑，次表面基体薄弱处。

G13Cr4Mo4Ni4V钢三角形深犁沟表面缺陷引起的起裂形貌如图9b所示，犁沟的深度在10 μm以上，宽度在20 μm左右。图9c所示为表面聚集的碳化物掉落形成空洞或空穴坑引起的起裂，在循环应力作用下，表面缺陷处产生应力集中而促使裂纹萌生，起裂源均在850 μm渗层范围内。图9d所示为近表面夹杂物起裂，其夹杂物EDS能谱数据见图9e，夹杂物尺寸为12.7 μm，是距离表面132.1 μm的近球形 $MgO\text{-}Al_2O_3\text{-}MnS\text{-}CaO$ 混合夹杂物，在夹杂物周围形成颗粒亮区（granular bright facet，GBF）和鱼眼（Fish Eye）。

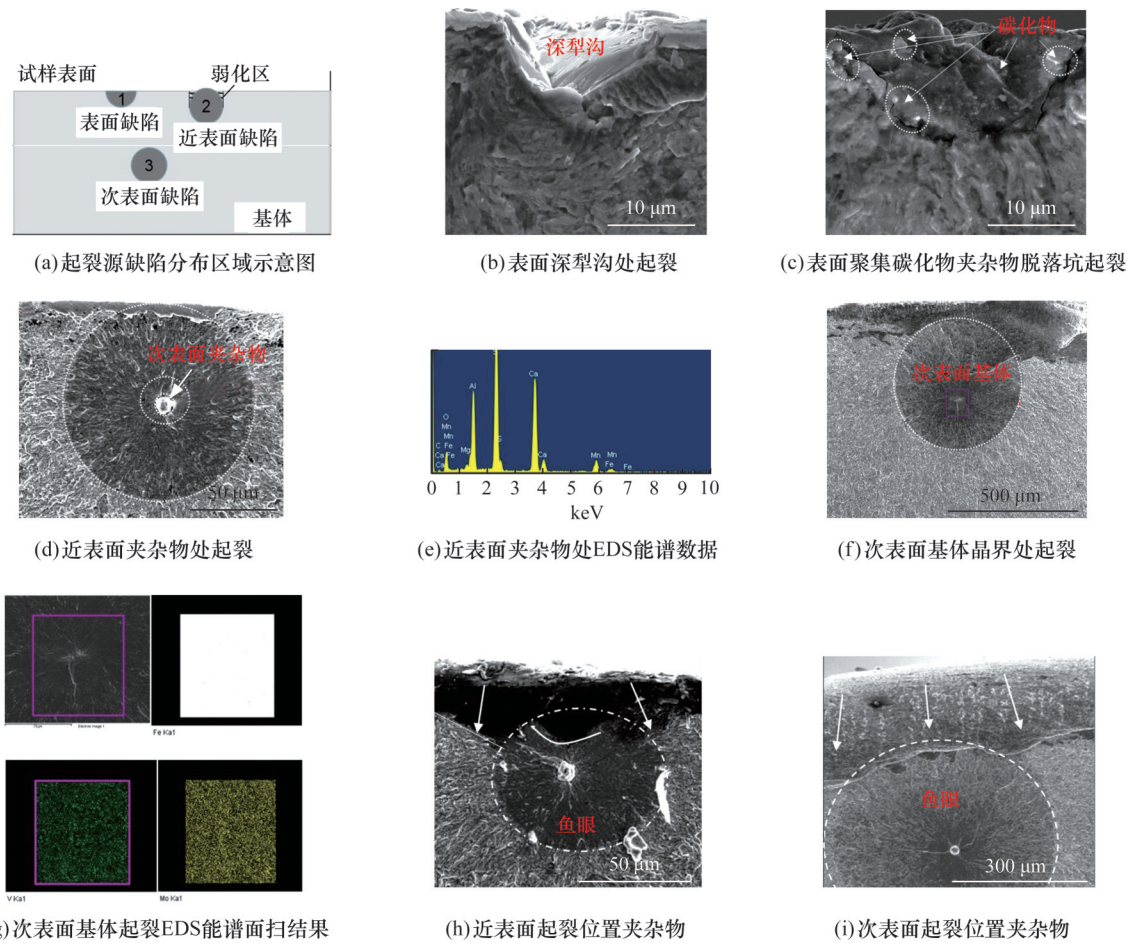
在扫描电镜下观察，发现一裂纹距表面368.8 μm次表面基体处萌生，如图9f所示。在裂纹源区发现一条尺寸近50 μm长的裂纹，经分析，裂纹沿着晶界萌生、扩展。图9g所示的试样能谱面扫结果表明，在裂纹周围没有发现碳化物或夹杂物，循环应力作用下裂纹在内部基体晶界处萌生，并沿着晶界缓慢扩展，在周围形成明显的GBF区和鱼眼区。

次表面起裂源于夹杂物的两个试样，夹杂物类型均为 $MgO\text{-}Al_2O_3\text{-}MnS\text{-}CaO$，夹杂物尺寸分

别为8.1 μm、14.2 μm。萌生裂纹位置距试样表面分别为47.5 μm、417.6 μm。疲劳裂纹萌生与缺陷尺寸、所处位置和施加应力密切相关。

图9h显示试样双源起裂形貌，高应力作用使近表面夹杂物位错增殖且萌生裂纹并扩展，在夹杂物周边形成GBF区和鱼眼区。表面存在聚集碳化物剥离而形成凹坑，循环高应力作用下使得凹坑小裂纹产生应力集中而萌生裂纹并扩展，表面裂纹进入鱼眼区使得鱼眼区不完整。

图9i显示试样双源起裂疲劳断口形貌，裂纹源于表面缺陷和次表面夹杂物，循环高应力作用下使表面缺陷产生应力集中而萌生裂纹并扩展，次表面夹杂物周围位错增殖萌生裂纹并扩展，在夹杂物周边形成GBF区和不完整鱼眼区。




(a)起裂源缺陷分布区域示意图　(b)表面深犁沟处起裂　(c)表面聚集碳化物夹杂物脱落坑起裂

(d)近表面夹杂物处起裂　(e)近表面夹杂物处EDS能谱数据　(f)次表面基体晶界处起裂

(g)次表面基体起裂EDS能谱面扫结果　(h)近表面起裂位置夹杂物　(i)次表面起裂位置夹杂物

**图9　疲劳试样不同位置的起裂源**

**Fig.9　Cracking sources at different positions of fatigue specimens**

### 2.2.2　钢的疲劳裂纹萌生机制

当应力幅比$R$=−1时，引起试样起裂的应力强度因子为[18]

$$\Delta K' = C\sigma_0(\pi\sqrt{S_R})^{1/2} \tag{2}$$

$$\sigma_0 = \sigma\frac{r-h}{r} \tag{3}$$

式中：$\Delta K'$为名义应力强度因子，MPa·m$^{1/2}$；$C$为位置系数，与表面开口小裂纹相比，内部小裂纹的形成受到周围基体约束，导致应力强度因子减小，表面0.65，内部0.5；$\sigma_0$为裂纹源实际应力，MPa；$\sigma$为施加应力，MPa；$\sqrt{S_R}$为等效缺陷尺寸，m；$r$为试样半径；$h$为缺陷位置与试样表面距离。

试样局部应力$\sigma_0$可由式(3)计算得到。

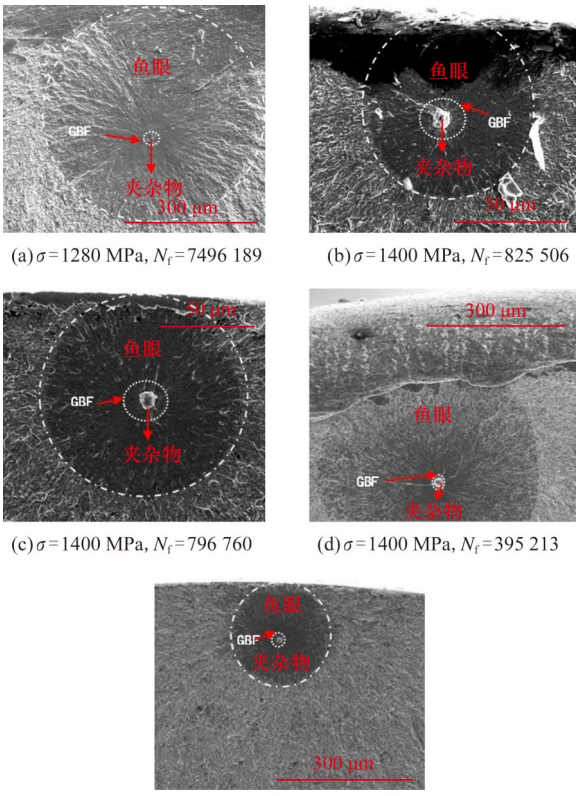
1)内部疲劳裂纹。测试并计算近表面或次表面起裂源尺寸$d$、裂纹源深度$h$、裂纹源等效特征尺寸$\sqrt{S_{R0}}$、外加应力$\sigma$、实际应力$\sigma_0$、GBF区等效特征尺寸$\sqrt{S_{RGBF}}$、循环次数$N_f$。近表面或次表面缺陷的应力强度因子$\Delta K_0$、GBF区应力强度因子$\Delta K_{GBF}$计算数据见表2。可以看出$\Delta K_{GBF}$≈5.30 MPa·m$^{1/2}$，夹杂物$\Delta K_0$对疲劳循环次数的影响显著。

试样渗层近表面及次表面夹杂物起裂源形貌如图10所示。渗层内部起裂均存在近球形夹杂物、GBF裂纹萌生区域、鱼眼裂纹扩展区域。在循环高应力持续作用下夹杂物周围产生局部应变集中，位错增殖，形成应力集中，导致夹杂物脱粘，克服夹杂物四周基体约束在空腔壁引起小裂纹萌生，应力强度因子$\Delta K_{GBF}$达5.30 MPa·m$^{1/2}$，形成GBF区域，完成了裂纹萌生过程；鱼眼区域出现

表2 近表面和次表面缺陷尺寸数据与$\Delta K$

Tab.2 Near surface and subsurface defect size data and $\Delta K$

| 序号 | $\sigma$/MPa | 起裂位置 | $\sigma_0$/MPa | $h$/μm | $\sqrt{S_{R0}}$/μm | $\sqrt{S_{RGBF}}$/μm | $N_f$/周次 | $\Delta K_0$/(MPa·m$^{1/2}$) | $\Delta K_{GBF}$/(MPa·m$^{1/2}$) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | 1280 | 次表面夹杂物 | 1145.12 | 368.8 | 6.5 | 26.8 | 7496 189 | 2.59 | 5.25 |
| 2 | 1400 | 近表面夹杂物 | 1381.00 | 47.5 | 8.1 | 18.8 | 825 506 | 3.48 | 5.30 |
| 3 | 1400 | 近表面夹杂物 | 1376.88 | 57.8 | 9.1 | 19.0 | 796 760 | 3.68 | 5.31 |
| 4 | 1440 | 次表面夹杂物 | 1268.19 | 417.6 | 14.2 | 22.6 | 395 213 | 4.23 | 5.34 |
| 5 | 1440 | 次表面夹杂物 | 1385.65 | 132.1 | 12.7 | 19.0 | 341 576 | 4.38 | 5.35 |




(a) $\sigma$=1280 MPa, $N_f$=7496 189　(b) $\sigma$=1400 MPa, $N_f$=825 506

(c) $\sigma$=1400 MPa, $N_f$=796 760　(d) $\sigma$=1400 MPa, $N_f$=395 213

(e) $\sigma$=1400 MPa, $N_f$=3415 576

图10 近表面及次表面起裂源

Fig.10 Near surface and subsurface cracking sources

表征裂纹缓慢扩展，鱼眼内可清晰看到疲劳裂纹的扩展途径。裂纹到达试样表面或表面裂纹前缘则表明鱼眼扩展区域结束。

内部疲劳缺陷应力强度因子与循环次数的关系如图11所示。夹杂物应力强度因子从2.59 MPa·m$^{1/2}$增至4.38 MPa·m$^{1/2}$，试样疲劳循环次数从7496 189呈指数下降至341 576。GBF区应力强度因子在5.30 MPa·m$^{1/2}$附近波动。小裂纹出现并迟滞缓慢扩展形成GBF区域，GBF区应力强度因子5.30 MPa·m$^{1/2}$为裂纹萌生与扩展临界值，GBF区域形成则意味着裂纹萌生结束。

夹杂物与循环高应力相互作用所引起裂纹应力强度越高，疲劳寿命越短，裂纹长度$a$与应力强度因子为损伤量$D$的主要因素，裂纹长度$a$可归纳为应力强度因子变化，表示为

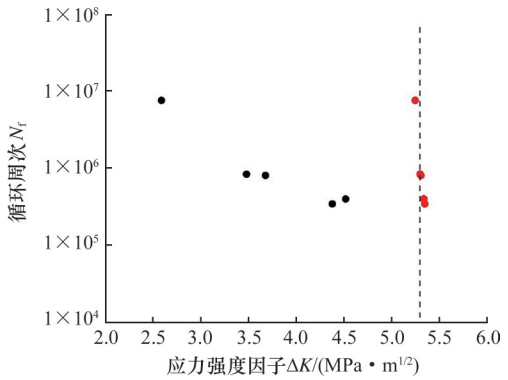



图11 内部疲劳缺陷应力强度因子与循环次数关系

Fig.11 Internal fatigue defect stress intensity factor vs. number of cycles

$$D\sim f(\Delta K,a)=f(\Delta K) \tag{4}$$

应力强度因子$\Delta K_{inc}$是关于夹杂物等疲劳缺陷面积与应力的关系式，本文将应力强度因子作为疲劳损伤量来描述材料裂纹萌生扩展，即

$$D=\Delta K_{N_x}-\Delta K_{inc} \tag{5}$$

式中：$\Delta K_{N_x}$为经过$N_x$次循环后的裂纹应力强度因子。

夹杂物引起裂纹萌生到GBF区的形成，这一过程中的循环次数为裂纹萌生寿命($N_0$)，即

$$\mathrm{d}D=\alpha\left(\frac{\beta}{N}\right)\mathrm{d}N \tag{6}$$

$$\int_{\Delta K_{inc}}^{\Delta K_{N_x}}\mathrm{d}D=\int_1^{N_x}\alpha\left(\frac{\beta}{N}\right)\mathrm{d}N$$

$$N_0=(0.95\sim0.99)N_f\approx N_f$$

$$\ln(N_f)=\lambda(\Delta K_{N_f}-\Delta K_{inc})+K_\theta \tag{7}$$

式中：$\alpha$为损伤速率系数；$\beta$为循环损伤衰减修正系数；$N$为疲劳循环次数；d$D$为单次循环对应的增量损伤；d$N$为疲劳循环增量；$\lambda$为表征硬化系数；$K_\theta$为残余应力强度项。

计算$\lambda$=2.50，$K_\theta$=9.22，$\Delta K_{N_f}$为$N_f$次循环后的应力强度因子，$\Delta K_{GBF}$=5.30 MPa·m$^{1/2}$。

$$\Delta K_{N_f}=\Delta K_{GBF} \tag{8}$$

$$N_f=\mathrm{e}^{\left[\lambda(\Delta K_{GBF}-\Delta K_{inc})+K_\theta\right]} \tag{9}$$

$$N_f=\mathrm{e}^{\lambda(\Delta K_{GBF}-\Delta K_{inc})}\mathrm{e}^{K_\theta}=\frac{5735\,839\,727}{\mathrm{e}^{2.50(\Delta K)}} \tag{10}$$

钢中夹杂物引起内部裂纹萌生包括小裂纹、GBF区形成阶段。循环应力作用在夹杂物界面上发生微塑性变形而形成位错墙和位错胞结构。由于接近饱和的位错密度和夹杂物界面的阻碍，可移动位错难以在界面处继续滑动，循环应力作

用导致夹杂物界面处发生严重的应变局部化。随着循环次数$N$的继续增加，应变局部化程度增加缓慢，导致夹杂物界面处的应力集中继续增大，应力导致夹杂物与基体脱粘而形成孔腔。拉压循环应力作用下在垂直作用力方向出现应变应力集中，导致纳米小裂纹产生。裂纹周围的位错与小裂纹相互作用，形成细晶粒区(GBF)，此时应力强度因子$\Delta K_{GBF}$达到5.30 MPa·m$^{1/2}$。

2)表面疲劳裂纹。旋转弯曲疲劳试样表面存在刀痕、犁沟、碳化物或夹杂物掉落形成的凹坑等表面缺陷，试样疲劳小裂纹较多萌生于表面犁沟缺陷，犁沟占表面缺陷起裂试样的80%，表面缺陷形状与缺陷深度及宽度比对应力集中和小裂纹萌生具有显著影响，即

$$\Delta K = f.\Delta K' = C.\sigma_0(\pi\sqrt{S_R})^{1/2} f \tag{11}$$

其中，$f$为疲劳缺陷应力集中影响因子；ΔK′为应力强度因子，MPa·m$^{1/2}$。有

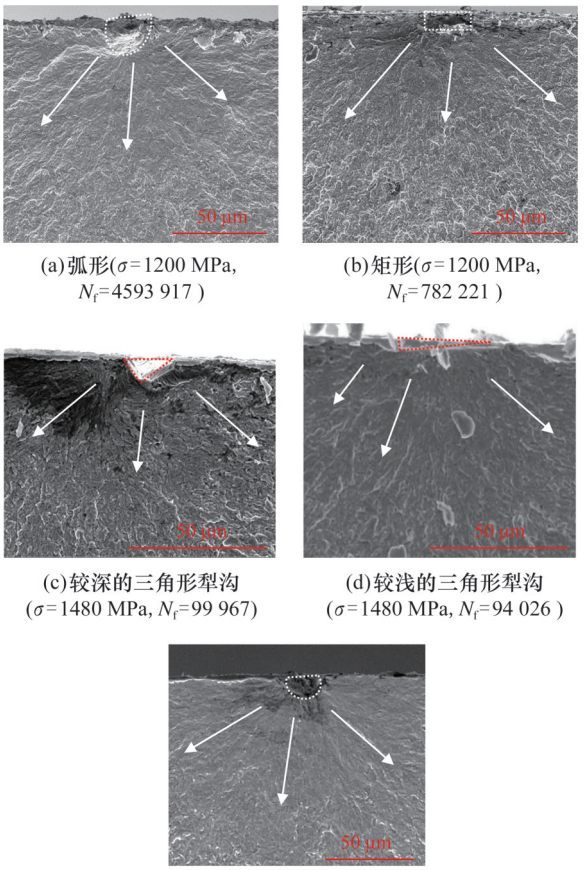
$$f = f(s,\frac{h}{B}) = f(s)\cdot f(\frac{h}{B}) = f_1\cdot f_2 \tag{12}$$

式中：$S$为表面缺陷形状因子；$h$为缺陷深度，μm；$B$为缺陷表面宽度，μm。

疲劳试样表面加工疲劳缺陷如图12所示。图12显示了不同形状的表面缺陷和裂纹扩展途径，与内部缺陷不同，由于没有表面基体约束，无法形成GBF迟滞扩展区域和鱼眼缓慢扩展区域，一旦表面疲劳小裂纹形成，就会引起应力集中而较快扩展。表面缺陷形貌不同，应力集中程度也不同，同应力下引起小裂纹的时间也会不同。三角形加工缺陷影响最大，依次为梯形和弧形。依据应力下的循环次数变化规律，依次确定弧形($f_1$=0.96)、梯形($f_1$=0.98)、三角形($f_1$=1.00)。确定表面缺陷$h/B\leqslant 0.30$，$f_2$=0.85；$0.30<h/B\leqslant 1.50$，$f_2$=1.00，$h/B>1.50$，$f_2$=1.15。$h/B$值越小，碳化物脱落形成的凹坑与周围聚集碳化物越容易相连形成弧形，表面缺陷局部形成应力集中而引起小裂纹萌生，如果周围存在碳化物聚集，则裂纹将沿着碳化物扩展，引起疲劳试样较快断裂。

表面起裂缺陷深度较浅，施加应力与实际应力接近，测试计算裂纹深度$h$、宽度$B$、特征尺寸$\sqrt{S_R}$、实际应力$\sigma_0$、循环次数、应力强度因子ΔK′、局部应力强度因子ΔK数据，见表3。

引起疲劳损伤的最小表面缺陷深度为4.72 μm。局部应力强度因子ΔK增大将导致循环次数显著下降，当局部应力强度因子ΔK增至4.85 MPa·m$^{1/2}$时，小裂纹快速形成导致裂纹快速扩散，疲劳总寿命仅为99 967。循环高应力使这些




(a)弧形($\sigma$=1200 MPa, $N_f$=4593 917)　(b)矩形($\sigma$=1200 MPa, $N_f$=782 221)

(c)较深的三角形犁沟 ($\sigma$=1480 MPa, $N_f$=99 967)　(d)较浅的三角形犁沟 ($\sigma$=1480 MPa, $N_f$=94 026)

(e)碳化物掉落形成凹坑在碳化物聚集区形成裂纹 ($\sigma$=1240 MPa, $N_f$=4596 335)

**图12　表面加工疲劳缺陷**

**Fig.12　Surface processing defects**

试样的表面缺陷萌生小裂纹处引起应力集中，导致疲劳裂纹的形成，对试样的旋转弯曲疲劳强度极限与寿命均有较大影响。

表面缺陷局部应力强度因子ΔK与循环次数的数据分布如图13所示，应力与寿命成负相关。

表面缺陷应力集中而引起开口小裂纹，应力强度越高疲劳寿命越短，裂纹长度$a$与局部应力强度因子ΔK为损伤量$D$的主要因素，裂纹长度$a$可归纳为应力强度因子的变化，表示为

$$D\sim f(\Delta K, a) = f(\Delta K) \tag{13}$$

G13Cr4Mo4Ni4V钢渗层裂纹形成慢速扩展区(ΔK：5～8 MPa·m$^{1/2}$)：

$$da/dN = 7.78\times10^{-11}(\Delta K)^{5.74} \tag{14}$$

$$N = \int_{a_0}^{a_c}\frac{1}{7.78\times10^{-11}(\Delta K)^{5.74}}da \tag{15}$$

ΔK从3.33 MPa·m$^{1/2}$增至4.85 MPa·m$^{1/2}$，起始裂纹扩展速率从7.76×10$^{-8}$ m/周次增至6.72×10$^{-7}$ m/周次，总循环次数从5127 832降至94 026。表面缺陷的局部应力强度因子是疲劳寿命的关键影响因素。ΔK为5 MPa·m$^{1/2}$时，其扩展速率达7.99×10$^{-7}$ m/周次；ΔK为8 MPa·m$^{1/2}$时，其扩展速率达1.18×10$^{-5}$ m/周次。ΔK小幅

表3 表面缺陷数据与$\Delta K$

Tab.3 Surface defect data and $\Delta K$

| 序号 | $\sigma_0$/MPa | $B$/μm | $h$/μm | 缺陷形状 | $h/B$ | $\sqrt{S_R}$/μm | 寿命$N_f$/周次 | $\Delta K'$/(MPa·m$^{1/2}$) | $\Delta K$/(MPa·m$^{1/2}$) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | 1240 | 19.6 | 5.81 | 犁沟 | 0.30 | 7.54 | 5127 832 | 3.92 | 3.33 |
| 2 | 1240 | 27.1 | 5.51 | 犁沟 | 0.20 | 8.36 | 4596 335 | 4.13 | 3.51 |
| 3 | 1200 | 8.65 | 11.52 | 弧形 | 1.33 | 7.06 | 4593 917 | 3.67 | 3.52 |
| 4 | 1240 | 5.71 | 12.61 | 犁沟 | 2.21 | 6.05 | 2855 825 | 3.51 | 4.04 |
| 5 | 1280 | 11.6 | 11.25 | 犁沟 | 0.97 | 8.08 | 2652 862 | 4.20 | 4.20 |
| 6 | 1280 | 20.6 | 6.45 | 犁沟 | 0.31 | 8.15 | 1889 924 | 4.21 | 4.21 |
| 7 | 1400 | 24.0 | 6.27 | 梯形 | 0.26 | 8.67 | 782 221 | 4.75 | 4.66 |
| 8 | 1440 | 19.4 | 6.70 | 犁沟 | 0.35 | 8.06 | 308 472 | 4.71 | 4.71 |
| 9 | 1480 | 36.0 | 4.72 | 犁沟 | 0.13 | 9.21 | 99 967 | 5.17 | 4.85 |
| 10 | 1480 | 16.1 | 8.17 | 犁沟 | 0.51 | 8.10 | 94 026 | 4.85 | 4.85 |
| 11 | 1480 | 19.6 | 5.92 | 犁沟 | 0.30 | 7.61 | 92 602 | 4.70 | 4.70 |

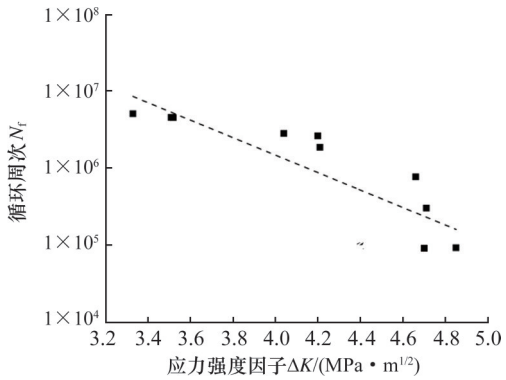



图13 局部应力强度因子与循环次数

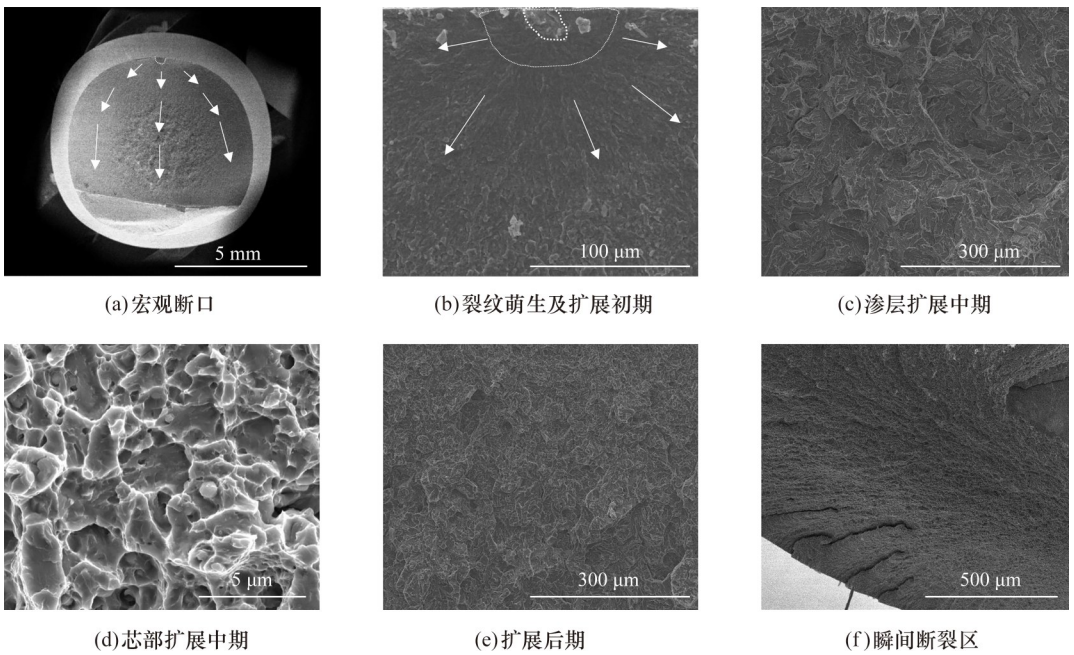
Fig.13 Stress intensity factor and number of cycles

增加，导致裂纹扩展速率明显增加。

表面缺陷应力集中形成开口小裂纹，包括小裂纹出现与小裂纹迟滞缓慢扩展两个过程。循环高应力持续作用形成开口小裂纹，此时应力强度因子为5 MPa·m$^{1/2}$，裂纹尖端应力强度因子增大促使小裂纹迟滞缓慢扩展。当$\Delta K$为8 MPa·m$^{1/2}$时，裂纹生长已进入稳定扩展阶段。

### 2.2.3 试样疲劳裂纹的扩展

旋转弯曲疲劳裂纹在萌生后继续发生扩展，而裂纹的扩展过程也能分成初期、中期、后期三个阶段，见图14。裂纹扩展初期，在循环应力作用下渗层碳化物周围产生应力集中，微裂纹在碳化物相界逐渐汇聚长大并向四周扩展，断口为短而弯曲的撕裂棱形貌，见图14b。裂纹扩展中期，在循环应力作用下沿渗碳层扩展，渗碳层中大量的碳化物为钢中裂纹扩展提供条件，裂纹沿着碳化物/基体、晶界等快速扩展，呈现准解理形貌，见




(a)宏观断口 (b)裂纹萌生及扩展初期 (c)渗层扩展中期

(d)芯部扩展中期 (e)扩展后期 (f)瞬间断裂区

图14 旋转弯曲疲劳试样断口扩展区形貌

Fig.14 Morphology of fracture extension zone in rotating bending fatigue specimens

图 14c。

在循环应力作用下裂纹向芯部扩展，钢的芯部韧性较好，裂纹扩展相对困难而缓慢，断口处该区域为韧窝和准解理混合形貌，见图 14d。裂纹扩展后期，靠近芯部一侧断口呈现韧窝和准解理形貌，见图 14e；靠近表面一侧断口与渗层裂纹扩展形貌相同，为撕裂棱。瞬间断裂区的形貌主要为撕裂棱和部分韧窝，发生准解理和韧性混合断裂，见图 14f。

G13Cr4Mo4Ni4V 钢内部缺陷起裂经历鱼眼迟滞缓慢扩展 $N_1$ 到达试样表面，反向渗层稳定扩展 $N_2$ 和芯部稳定扩展 $N_3$，最后瞬断。

G13Cr4Mo4Ni4V 钢渗层内部起裂：

$$N_p = N_1 + N_2 + N_3$$

G13Cr4Mo-4Ni4V 钢表面缺陷起裂经历小裂纹迟滞扩展 $N_1$、渗层稳定扩展 $N_2$ 和芯部稳定扩展 $N_3$。

G13Cr4Mo4Ni4V 钢渗层表面起裂：

$$N_p = N_1 + N_2 + N_3$$

内部起裂鱼眼慢速扩展区与表面小裂纹迟滞扩展区 $N_1$（$\Delta K$ 取 5～8 MPa·m$^{1/2}$）：

$$da/dN = 7.78\times10^{-11}(\Delta K)^{5.74}$$

$$N_1 = \int_{a_0}^{a_c} \frac{1}{7.78\times10^{-11}(\Delta K)^{5.74}}\,da$$

G13Cr4Mo4Ni4V 钢渗层稳定扩展区（$\Delta K$ 取 8～18 MPa·m$^{1/2}$）：

$$da/dN = 6.90\times10^{-9}(\Delta K)^{3.30}$$

$$N_2 = \int_{a_0}^{a_c} \frac{1}{6.90\times10^{-9}(\Delta K)^{3.30}}\,da$$

G13Cr4Mo4Ni4V 钢芯部稳定扩展区（$\Delta K$ 取 10～70 MPa·m$^{1/2}$）：

$$N_3 = \int_{a_0}^{a_c} \frac{1}{3.98\times10^{-8}(\Delta K)^{2.52}}\,da$$

## 3　结论

1）G13Cr4Mo4Ni4V 轴承钢在大于 1200 MPa 高应力作用下，旋转弯曲疲劳裂纹萌生于渗层表面、近表面与次表面缺陷。表面缺陷为加工深犁沟和脱落碳化物；近表面缺陷为夹杂物；次表面缺陷为夹杂物和基体晶界弱化。

2）G13Cr4Mo4Ni4V 渗碳轴承钢旋转弯曲疲劳裂纹扩展主要呈现两种方式：一是渗碳表面疲劳缺陷引起应力集中，导致缺口小裂纹后扩展，直至瞬时断裂；二是渗层内夹杂物在循环高应力作用下位错增殖引起小裂纹后缓慢扩展至周围基体，最终裂纹沿渗碳层扩展，呈现撕裂棱形貌，同时向芯部扩展，呈现韧窝形貌。

3）G13Cr4Mo4Ni4V 渗碳轴承钢旋转弯曲疲劳循环次数与疲劳缺陷应力强度因子成负相关；疲劳缺陷应力强度因子的影响因素为表面缺陷特征尺寸和缺陷承载应力，深犁沟等表面缺陷引起应力集中而形成缺口小裂纹并迟滞缓慢扩展，表面缺陷形貌影响应力集中程度系数。基于夹杂物应力强度因子和循环高应力引起位错增殖导致应力强度因子增大，构建了 G13Cr4Mo4Ni4V 轴承钢渗层疲劳损伤模型。

**参考文献：**


[1] 王坤，胡锋，周雯，等．轴承钢研究现状及发展趋势[J]．中国冶金，2020，30(9)：119-128.
WANG Kun，HU Feng，ZHOU Wen，et al. Research Status and Development Trend of Bearing Steel[J]. China Metallurgy，2020，30(9)：119-128.

[2] BOEHMER H J，EBERT F，TROJAHN W. M50NiL Bearing Material：Heat Treatment，Material Properties and Performance in Comparison with M50 and RBD[J]. Lubrication Engineering，1992，48：28-35.

[3] VENKATESH B，ANIL KUMAR REDDY C. Experimental Study on Heat Treatment and Mechanical Behaviour of M50 NiL Steel-a Review[J]. Materials Today：Proceedings，2021，46：795-798.

[4] 管晨冉，杨卯生，高鹏．32Cr$_3$MoVE轴承钢渗氮层组织与旋转弯曲疲劳性能[J]．材料热处理学报，2020，41(6)：152-159.
GUAN Chenran，YANG Maosheng，GAO Peng. Microstructure and Rotational Bending Fatigue Properties of Nitriding Layer of 32Cr$_3$MoVE Nitriding Bearing Steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment，2020，41(6)：152-159.

[5] 顾超．高品质轴承钢疲劳寿命预测模型及夹杂物影响规律研究[D]．北京：北京科技大学，2019.
GU Chao. Microstructure Fatigue Life Prediction Model Based on the Effect of Inclusions in Bearing Steel[D]. Beijing：University of Science and Technology Beijing，2019.

[6] 张志慧，杨卯生，孙世清，等．高氮轴承钢高温疲劳性能与裂纹萌生扩展机理[J]．钢铁研究学报，2018，30(7)：555-562.
ZHANG Zhihui，YANG Maosheng，SUN Shiqing，et al. High Temperature Fatigue Properties and Crack Initiation and Its Expansion Mechanism of High Nitrogen Bearing Steel[J]. Journal of Iron and Steel Research，2018，30(7)：555-562.

[7] HUANG H L，HO N J. The Observation of Dislocation Morphology in Front of Fatigue Crack Tips of As-rolled 2205 Duplex Stainless Steel at Various Propagation Rates[J]. Materials Science and Engineering：A，2002，334(1/2)：134-140.

[8] 袁晓虹．高Cr-Co-Mo轴承钢强韧机制及抗疲劳特性的多尺度研究[D]．昆明：昆明理工大学，2015.
YUAN Xiaohong. Multi-scale Strengthening-toughening Mechanisms and Fatigue Resistance of High-alloy Cr-Co-mo Bearing Steel[D]. Kunming：Kunming University of Science and Technology，2015.

[9] 耿思远，杨卯生，赵昆渝．温度对高钴钼不锈轴承钢高周疲劳性能的影响[J]．钢铁，2018，53(12)：77-85.
GENG Siyuan，YANG Maosheng，ZHAO Kunyu. Influence of Temperature on High Cycle Fatigue Properties of

High Cobalt Molybdenum Stainless Bearing Steel[J]. Iron & Steel, 2018, 53(12): 77-85.
[10] NISHIJIMA, KANAZAWA. Stepwise S-N Curve and Fish-eye Failure in Gigacycle Fatigue[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 1999, 22(7): 601-607.
[11] 徐励, 纪炳炎. 缺口小裂纹的疲劳扩展速率[J]. 北京科技大学学报, 1991, 13(6): 604-607.
XU Li, JI Bingyan. On the Short Fatigue Crack Propagation Rate at Notch[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 1991, 13(6): 604-607.
[12] 郭军. 高温轴承钢疲劳行为与可靠性增长的研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2023.
GUO Jun. Study on Fatigue Behavior and Reliability Growth of High Temperature Bearing Steel[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2023.
[13] AID A, AMROUCHE A, BOUIADJRA B B, et al. Fatigue Life Prediction under Variable Loading Based on a New Damage Model[J]. Materials & Design, 2011, 32(1): 183-191.
[14] CHABOCHE J L, LESNE P M. A Non-linear Continuous Fatigue Damage Model[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 1988, 11(1): 1-17.
[15] KLECKA M A, SUBHASH G, ARAKERE N K. Microstructure - property Relationships in M50-Nil and P675 Case-hardened Bearing Steels [J]. Tribology Transactions, 2013, 56(6): 1046.
[16] BHATTACHARYA B, ELLINGWOOD B. Continuum Damage Mechanics Analysis of Fatigue Crack Initiation [J]. International Journal of Fatigue, 1998, 20(9): 631-639.
[17] 于宜冰, 贺自强, 贺小帆, 等. 基于损伤力学的轴承钢旋弯疲劳寿命预测[J]. 北京航空航天大学学报, 2024, 50(8): 2585-2594.
YU Yibing, HE Ziqiang, HE Xiaofan, et al. Rotating Bending Fatigue Life Prediction of Bearing Steel Based on Damage Mechanics [J]. Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 2024, 50(8): 2585-2594.
[18] MURAKAMI Y, USUKI H. Quantitative Evaluation of Effects of Non-metallic Inclusions on Fatigue Strength of High Strength Steels. II: Fatigue Limit Evaluation Based on Statistics for Extreme Values of Inclusion Size[J]. International Journal of Fatigue, 1989, 11(5): 299-307.

（编辑 陈 勇）

**作者简介**：刘晓宇，男，1992年生，硕士研究生。研究方向为表面工程技术。发表论文1篇。周丽娜*（通信作者），女，1987年生，高级工程师、博士。研究方向为金属热处理及表面改性。发表论文10余篇。E-mail：zhoulina626@126.com。

**本文引用格式**：
刘晓宇，杨晓峰，周丽娜，等. 高应力下G13Cr4Mo4Ni4V渗碳轴承钢旋转弯曲疲劳行为与损伤模型[J]. 中国机械工程，2026，37(8)：2038-2048.
LIU Xiaoyu, YANG Xiaofeng, ZHOU Lina, et al. Rotational Fatigue Bending Behavior and Damage Model of G13Cr4Mo4Ni4V Carburized Bearing Steels in High Stress[J]. China Mechanical Engineering, 2026, 37(8): 2038-2048.

（上接第2037页）

[22] KANG Di, ZOU Ping, WU Hao, et al. Research on Ultrasonic Vibration-assisted Laser Polishing of the 304 Stainless Steel[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 62: 403-417.
[23] CHEN Jianbo, CHEN Xiaoxiao, ZHANG Xuanhua, et al. Effect of Laser Incidence Angle on the Femtosecond Laser Ablation Characteristics of Silicon Carbide Ceramics [J]. Optics and Lasers in Engineering, 2024, 172: 107849.
[24] ZHAI Zhaoyang, ZHANG Yanchao, CUI Yahui, et al. Investigations on the Ablation Behavior of C/SiC under Femtosecond Laser[J]. Optik, 2020, 224: 165719.
[25] EATON S, ZHANG Haibin, HERMAN P, et al. Heat Accumulation Effects in Femtosecond Laser-written Waveguides with Variable Repetition Rate[J]. Optics Express, 2005, 13(12): 4708-4716.
[26] TONG Yonggang, BAI Shuxin, ZHANG Hong, et al. Laser Ablation Behavior and Mechanism of C/SiC Composite [J]. Ceramics International, 2013, 39(6): 6813-6820.
[27] ZHAI Zhaoyang, WEI Chen, ZHANG Yanchao, et al. Investigations on the Oxidation Phenomenon of SiC/SiC Fabricated by High Repetition Frequency Femtosecond Laser [J]. Applied Surface Science, 2020, 502: 144131.

（编辑 陈 勇）

**作者简介**：林颖亮，男，2000年生，硕士研究生。研究方向为硬脆难加工材料激光加工。陈晓晓*（通信作者），男，1986年生，研究员、博士研究生导师。研究方向为高效精密智能化激光加工技术与装备、多能量场复合制造理论、工艺及系统等。E-mail：chenxiaoxiao@nimte.ac.cn。

**本文引用格式**：
林颖亮，陈晓晓，马晨斌，等. 碳化硅陶瓷超声辅助飞秒激光烧蚀机理与工艺研究[J]. 中国机械工程，2026，37(8)：2029-2037.
LIN Yingliang, CHEN Xiaoxiao, MA Chenbin, et al. Study on Ultrasonic-assisted Femtosecond Laser Ablation Mechanism and Process of Silicon Carbide Ceramics[J]. China Mechanical Engineering, 2026, 37(8): 2029-2037.