

引文格式: 杨丽琪, 薛伟海, 马汝涛, 等. 航发主轴轴承钢的摩擦磨损行为及一次碳化物调控[J]. 航空制造技术, 2025, 68(11): 53-63.  
 YANG Liqi, XUE Weihai, MA Rutao, et al. Tribology behavior and primary carbide control in aero-engine main shaft bearing steels[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2025, 68(11): 53-63.

# 航发主轴轴承钢的摩擦磨损行为及一次碳化物调控

杨丽琪<sup>1,2</sup>, 薛伟海<sup>1,2</sup>, 马汝涛<sup>3</sup>, 李 曙<sup>1,2</sup>

- (1. 辽宁省航发材料摩擦学重点实验室, 沈阳 110016;  
 2. 中国科学院金属研究所师昌绪先进材料创新中心, 沈阳 110016;  
 3. 中国石油集团工程技术研究院有限公司, 北京 102206)

**[摘要]** 随着对航空发动机性能要求的大幅提升, 主轴轴承面临着更加苛刻的服役工况, 导致轴承的工作温度和运行负荷显著增加, 轴承的摩擦磨损问题日益凸显, 严重影响着高端装备的服役寿命和可靠性, 对应用于航发主轴的 M50 轴承钢材料优化提出了新的挑战。尽管轴承钢内部夹杂物的控制技术已经取得了较大进展, 然而一次碳化物的控制仍是目前轴承材料调控的关键问题。结合国内外对于轴承钢摩擦磨损行为为主要研究热点, 特别是服役过程中的滑动磨损和滚动接触疲劳两类失效形式, 指出了轴承钢中一次碳化物在两类摩擦磨损行为中的利弊作用和相互关系, 并基于已有对一次碳化物的调控方法, 提出了关于航发主轴轴承钢中一次碳化物的未来调控策略和提升 M50 轴承钢耐摩擦磨损性能的发展目标。

**关键词:** 航空发动机; M50 轴承钢; 摩擦磨损; 滑动磨损; 滚动接触疲劳; 一次碳化物

中图分类号: V232.2; TH117

文献标志码: A

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2025.11.053



杨丽琪

助理研究员, 博士, 研究方向为航发材料摩擦学。

近年来, 随着航空制造业的高速发展, 各类航空飞行器对发动机的技术指标提出了更严苛的要求, 要求航空发动机朝着大推重比、高可靠性和长寿命的方向发展, 使之能在高温、高转速、高载荷的苛刻工况下可靠、安全并长期运行, 这对其主轴轴承的性能提出了更高的要求, 因此, 主轴轴承所用材料须具备更优异的综合性能。目前, 现役航发主轴轴承的  $DN$  值 (轴承内径  $D$  和转速  $N$  的乘积), 在服役环境下最高可达  $3.0 \times 10^6$  ( $\text{mm} \cdot \text{r}$ )/min, 在实验室环境下可达  $3.5 \times 10^6$  ( $\text{mm} \cdot \text{r}$ )/min, 未来更是对  $DN$  值提出了达到  $4.0 \times 10^6$  ( $\text{mm} \cdot \text{r}$ )/min 的指标。另外, 现役主轴轴承的工作温度达  $250 \sim 300$  °C, 未

来甚至需要达到  $400$  °C 的预期指标。此外, 航发主轴轴承在服役过程中必然面临着受力复杂、急剧变速、断续供油及滚滑共存等复杂苛刻工况。上述这些因素使轴承的耐受温度和运行负荷大幅增加, 导致轴承出现多种形式的失效问题, 其中最主要的是滑动磨损和滚动接触疲劳这两类摩擦磨损失效, 严重缩短了主轴轴承的服役寿命。

为了应对严苛的服役工况, 发动机主轴轴承材料须满足高硬度、高韧性、高尺寸稳定性、微观结构均匀性、抗氢脆性、抗结构疲劳性、耐热性及耐磨性等诸多条件<sup>[1]</sup>。高碳轴承钢兼备了高强度、高韧性、耐高温和抗结构疲劳等优异性能, 因而被广泛应

用在现代涡扇发动机主轴轴承中。双真空冶炼的高碳 M50 轴承钢内部富含 Cr、Mo 和 V 元素,这种高碳和高合金成分使其在凝固过程中析出的一次碳化物能够有效增强高温强度和硬度,同时在热处理过程中采用的多次高温回火工艺所析出的二次碳化物还可以起到增韧和二次硬化的作用,有效保证 M50 轴承钢对于耐高温性质和尺寸稳定性的需求<sup>[2]</sup>。然而,高碳和高合金成分易致材料中的一次碳化物过于粗大,一直是 M50 轴承钢难以忽视的问题。为了避免主轴轴承因此而过早失效,科研工作者大多致力于对一次碳化物进行调控,那么针对滑动磨损和滚动接触疲劳这两类摩擦磨损问题, M50 钢中的一次碳化物的尺寸范围、分布方向和类型是否存在一个最优组合,尚缺乏系统性的理论和试验研究。

本文对航发主轴轴承服役过程中的摩擦磨损失效形式及其摩擦学行为研究进展进行综述,概述了一次碳化物对轴承钢摩擦磨损行为的影响,归纳了目前国内外针对轴承钢中一次碳化物的调控方法,并根据航发轴承在服役过程中所表现出的摩擦学行为,总结了针对 M50 轴承钢中一次碳化物的调控思路和技术。

## 1 航发轴承的摩擦磨损失效方式

航发主轴轴承主要由 4 部分组成,包括内滚道、外滚道、滚动体和保持架,其最常见的摩擦磨损失效形式是滑动磨损和滚动接触疲劳<sup>[3]</sup>。其中,滑动磨损机制主要包括磨粒磨损和粘着磨损,滚动接触疲劳机制主要包含接触表面的点蚀和剥落。在工程应用中,航发主轴轴承因摩擦磨损而失效的占比高达 70%。主轴轴承作为航空发动机的核心基础零部件,其早期失效不仅会造成无法估量的经济损失,甚至会导致灾难性的后

果,因此轴承的稳定工作和服役寿命直接决定高端装备的性能、质量和可靠性。

### 1.1 轴承的滑动磨损

轴承滑动磨损主要来自于滚动体与滚道间不可避免地发生滚-滑时的滑动对摩,以及保持架与滚动体之间的滑动对摩等。

磨粒磨损主要是对摩材料表层硬质点或硬质颗粒(包括磨屑)所致。对摩体间的硬质点或磨粒在轴承部件表面发生犁削或微切削,导致划痕甚至犁沟产生,图 1(a)所示即为滚道表面的划伤。磨粒磨损的发生,可以加速损伤轴承滚动体内外滚道及保持架,从而引发轴承失效。

粘着磨损通常发生在轴承应急变速、过高转速或短期过载的条件下,通常伴随着润滑不足。由于很强的摩擦热效应会使轴承表面局部迅速升温,轴承材料表面产生某种热处理效应,致使对摩副材料之间的粘着增强,导致粘着磨损,这不仅加大了应力集中和裂纹萌生的风险,严重时甚至可能发生轴承的胶合,加速轴承的早期失效。图 1(b)所示即为轴承滚道表面出现滚动体材料涂抹于滚道的粘着磨损现象。

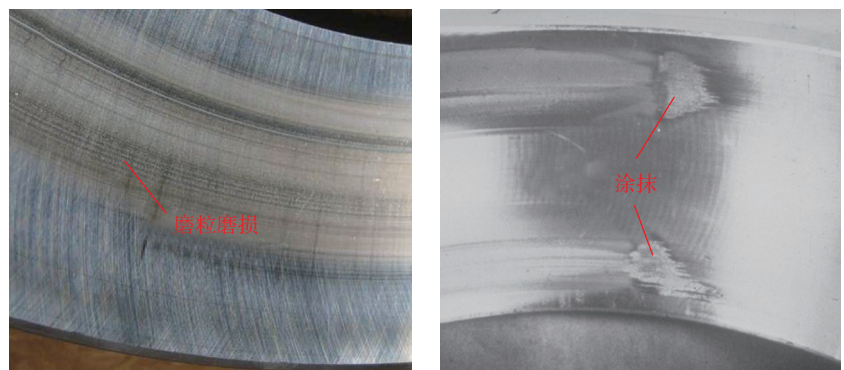
### 1.2 轴承的滚动接触疲劳

接触疲劳是材料表面在接触载荷(包括法向力和切向力)的周期性变化作用下引起的一种表面疲劳破

坏现象。滚动轴承的主要失效模式是在长期运行中的滚动接触疲劳,主要产生于轴承套圈和滚动体的接触表面,损伤过程为疲劳裂纹的萌生、扩展到材料从基体上剥落。滚动轴承的接触疲劳失效主要包括表面损伤引发的失效和亚表层损伤引发的失效两种类型,分别表现为材料接触表面的点蚀坑和亚表层剥落。

表面损伤引发失效是指疲劳裂纹从表面应力集中处萌生,并在表面层内扩展,直至发生点坑状剥落。通常认为,表面引发的裂纹会以 20°~40° 的角度从材料表面向材料内部延伸,后再转向表面发展,一般以几 μm 的点蚀坑形式展现,如图 2(a)所示。产生的主要原因是表面强化相或夹杂相的表面露头、组织结构不均匀、微凸体、表面缺陷、润滑不充分、载荷分布不均匀等。

亚表层损伤引发失效是指疲劳裂纹从亚表层应力集中处萌生,如强化相(例如碳化物)、夹杂相或孔隙相等处,在亚表层内扩展后以一定的倾角折向表面,最终形成具有一定深度的不规则片状剥落,其尺寸通常比点蚀坑大得多,如图 2(b)所示。亚表层裂纹通常萌生于由赫兹接触确定的亚表层最大剪切应力深度范围,这取决于施加的法向和切向载荷,材料的洁净度和微观结构等也是重要的影响因素。

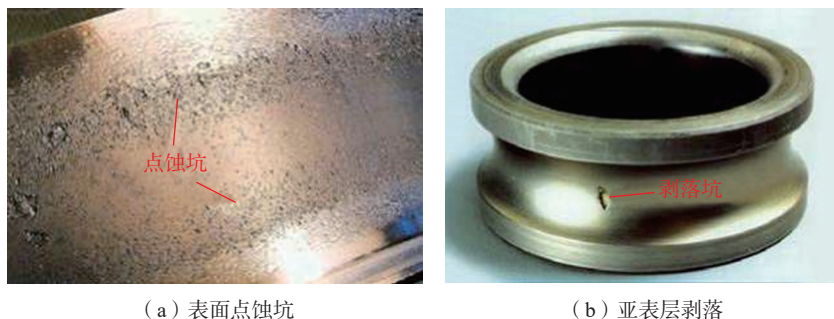


(a) 磨粒磨损的划伤

(b) 粘着磨损的对摩材料涂抹

图 1 轴承中的滑动磨损现象

Fig.1 Sliding wear phenomenon in bearings



(a) 表面点蚀坑

(b) 亚表层剥落

图2 轴承中的滚动接触疲劳现象

Fig.2 Rolling contact fatigue phenomenon in bearings

## 2 轴承钢摩擦磨损行为研究

### 2.1 滑动磨损行为研究进展

航空发动机的运行可靠性很大程度上还取决于主轴轴承的运行稳定性和使用寿命。滚动轴承在服役运行中,滚动体与滚道之间始终处于具有不同滚滑比的滚动加滑动状态,因此,接触面的滑动摩擦以及引起的滑动磨损问题不可避免。由此引起的接触表面材料损伤,须予以足够重视。此外,在航发主轴轴承实际服役的过程中,不可避免地存在一些急加速、急减速、乏油断油等极端运行工况,致使承载接触面之间处于混合润滑或边界润滑的状态,进一步加剧滑动磨损。服役过程中的滑动磨损已经成为轴承早期失效的关键因素之一,统计数据显示,航发主轴轴承的使用寿命远低于理论值,这在很大程度上是由于轴承零部件接触面间在滑动条件下发生的磨粒磨损及粘着磨损。因此,为了避免轴承材料因为表面早期失效造成重大事故,开展轴承在不同工况下的滑动磨损行为研究是十分有必要的。近年来,许多学者针对轴承中的滑动磨损展开了相关研究,主要集中于服役过程中不同的润滑状态及温度条件对轴承钢滑动磨损行为的影响。

Lazovic 等<sup>[4]</sup>认为轴承的服役寿命低于理论值的主要原因之一是在滑动过程中发生的磨粒磨损,并发现轴承接触面上发生的磨粒磨损导致

滚动体与内外滚道的配合尺寸有所改变,进而导致轴承内各部件的径向间隙增加,据此还提出了通过轴承内部径向间隙的变化来分析磨粒磨损严重程度的方法。随着径向间隙的增加,磨粒还可能对轴承接触面产生额外冲击并加剧损伤,Wang 等<sup>[5]</sup>进一步研究了 M50 轴承钢在冲击/滑动过程中的表面损伤行为,发现在较高的冲击和滑动速度下,轴承表面会产生具有更高应变率的塑性变形,这将会严重缩短轴承的服役寿命。Xu 等<sup>[6]</sup>在对高碳钢开展滑动摩擦磨损行为的研究时,发现基体中的碳化物以及  $Al_2O_3$  作为硬质颗粒会造成接触表面的磨粒磨损,并在磨痕表面形成大量犁沟。

Xu 等<sup>[3]</sup>认为轴承接触面间粘着磨损发生的原因之一是材料表面的不均匀性,当接触表面相互摩擦时,微凸体间产生的瞬时高温会促进两种金属的焊接,这种微凸体包括材料表面粗糙度较大引起的硬质点增多及材料内部碳化物相和夹杂相所导致的局部凸起等;在接触应力和相对滑动的共同作用下,轴承材料可能会在焊合点附近发生剪切断裂,分离的材料则会黏附在接触面上,并指出粘着磨损通常发生在缺乏润滑的条件下,与润滑油膜的破裂有关。此外,Roy<sup>[7]</sup>通过解剖航空发动机实际服役后的主轴轴承,发现轴承外滚道表面产生了连续的塑性变形,通过化学成分分析发现其表面存在氧化层,判断

是润滑不充分,轴承接触面间发生干摩擦产生大量摩擦热,进而导致轴承过热发生局部热处理效应、塑性变形及氧化。

许多学者进一步研究了不同润滑状态及高温环境中轴承材料的滑动磨损行为,为轴承材料应对特殊工况,延缓轴承的失效进程提供警示作用。牛一旭<sup>[8]</sup>对轴承在服役过程中不同时间段所处的润滑状态与滑动磨损行为之间的关系进行了归纳,发现通常在服役初期,润滑比较充分,摩擦系数和磨损量均较低,轴承运行比较稳定,一旦服役进入乏油阶段,摩擦系数和磨损量会显著升高;当润滑彻底失效进入干摩擦模式后,摩擦系数和磨损量在短时间内骤然增加,从而使滑动体系内温度显著升高,导致摩擦热效应逐渐主导整个磨损过程。宋高昂等<sup>[9]</sup>专门对比研究了不同润滑条件下 M50 轴承钢的滑动磨损行为,发现乏油状态下,轴承钢的磨损机制主要为磨粒磨损,而干摩擦状态下,则主要表现为氧化和粘着磨损。

由于航空发动机通常在高温环境下工作, M50 轴承钢服役温度高达  $315\text{ }^\circ\text{C}$ <sup>[10]</sup>,因此诸多学者对高温下轴承钢的滑动磨损行为及机制进行了研究。Wu 等<sup>[11]</sup>研究了不同温度条件下 M50 钢的高温滑动磨损行为,结果表明 M50 钢在高温环境下的耐磨损性能在有些方面优于室温环境。例如,在室温时,材料主要磨损形式是粘着磨损,在高温时主要磨损形式转化为氧化磨损和轻微磨粒磨损,说明不同环境温度会改变材料在磨损过程中的磨损机制。类似地,Liu<sup>[12]</sup>发现在高于  $400\text{ }^\circ\text{C}$  时 M50 钢的摩擦系数和磨损体积均显著降低,此时材料的耐磨性主要由氧化膜的承载能力所决定。Chen 等<sup>[13]</sup>研究了 M50 轴承钢在高温环境中的氧化产物对滑动磨损行为的影响,结果表明,一般情况下  $Fe_2O_3$  和  $Fe_3O_4$  具有

降低磨损的作用,但是若氧化膜发生大面积剥落反而会增大磨损,另外对摩擦材料表面存在的碳化物或夹杂物也会破坏氧化膜的连续性,增大磨损。因此,开展高温下轴承材料的滑动磨损行为研究并阐述氧化物在磨损过程中的作用机制,对轴承材料的优化和改进具有关键性作用。

## 2.2 滚动接触疲劳行为研究进展

滚动接触疲劳是最常见的轴承失效方式之一,与工程材料的结构疲劳通过断口形貌特征判断裂纹的萌生位置及扩展方向有所不同的是,在滚动接触疲劳过程中,由于接触表面及亚表层受力十分复杂,且轴承失效后表面形成的剥落坑内材料已经流失,断口形貌基本无法获取,通常难以判断其裂纹源以及裂纹扩展行为,因而,对于滚动接触疲劳研究的复杂性和困难性,不言而喻。其中,关于失效是由表面损伤引发的还是由亚表层损伤引发的争论一直存在。

### 2.2.1 表面裂纹的萌生及扩展

滚动接触疲劳表面裂纹的萌生与微凸体的接触形式有关,主要包括3类型,如图3所示。如果对摩副在相互接触运动时产生足够的摩擦热,金属的变形和软化会增大微凸体接触表面发生粘接的倾向,随着滚动接触的进行,粘接处会因被撕开而萌生裂纹。如果两个微凸体的高度或陡坡度较大,在摩擦力的切向作用下,两者会由于相互犁削而萌生裂纹。如果两个微凸体在运动过程中产生的应变超过了材料的弹性,所产生的反复塑性变形及硬化超过材料的韧性而引发裂纹的萌生。一旦表面微裂纹萌生,随着循环周次的累积,裂纹将会进一步扩展甚至导致微凸体断裂。

已经有研究表明,表面粗糙度是决定发生表面损伤引发失效还是亚表层损伤引发失效的关键因素<sup>[14]</sup>。当表面粗糙度较大时,微凸体不仅会减弱表面的润滑效果,而且微凸体中

聚集的包括强化相、夹杂相、加工缺陷等更易引起应力集中,导致裂纹从表面萌生及扩展,最终造成材料失效。因此许多学者从滚动接触表面着手,研究滚动接触疲劳裂纹的萌生和扩展问题。Wang等<sup>[14]</sup>以不同表面粗糙度对裂纹演化和疲劳寿命的影响进行模拟和试验,结果发现样品表面粗糙度越大,越容易产生裂纹。进一步的研究发现,当裂纹从接触表面萌生时,疲劳寿命随着粗糙度的增加而减小;而当裂纹从亚表层萌生时,不同粗糙度材料的疲劳寿命的离散性则较大。同样地,Lorenz<sup>[15]</sup>和Li<sup>[16]</sup>等也通过有限元模拟得出了提高样品表面粗糙度会使材料的接触疲劳寿命缩短的结论。Nélias等<sup>[17]</sup>利用双辊接触疲劳试验机,分别对不同粗糙度的M50和AISI52100轴承钢进行滚动接触疲劳试验,结果表明,循环周次截止到 $5 \times 10^7$ 时,光滑的轴承钢样品并没有观察到明显的表面损伤,而粗糙度高的样品表面却观察到大量的表面损伤现象,其中包括不同尺度的微裂纹和点蚀坑;他们认为粗糙度所造成的表面形貌差异本质上影响了润滑对油膜厚度的影响,一般来说可以用油膜参数 $\lambda$ (油膜厚度与粗糙度之比)来衡量不同粗糙度时的成膜情况,当 $\lambda < 1$ 时,轴承钢在边界润滑条件下运行,不充分的润滑条件使材料更容易发生表面损伤行为。上述学者通过模拟和

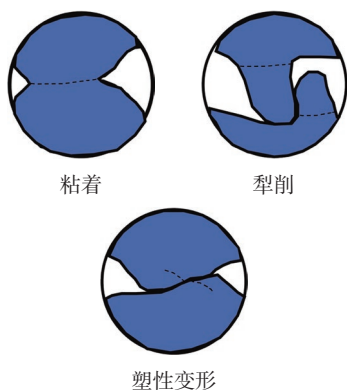


图3 产生表面裂纹的作用形式  
Fig.3 Interaction form producing surface crack

试验获得的表面损伤失效机制虽有所不同,但所获得的结论却相当一致,进一步证明表面粗糙度是引发轴承材料产生表面损伤的一个关键因素。通常情况下,轴承内外滚道表面产生大量点蚀坑时,轴承仍然可以继续服役,但是对于轴承性能要求较高的高端装备,例如精密机床和航空发动机等对轴承的精度寿命要求更高,表面形成点蚀坑势必会使轴承的精度寿命显著下降,造成难以挽回的安全问题和经济损失,因此,针对轴承表面损伤的研究是具有重要的科学及工程意义的。

Rycerz等<sup>[18]</sup>通过对AISI52100轴承钢进行三点接触式滚动接触疲劳试验,采用实时在线监测的方式跟踪裂纹的萌生、扩展直至失效,研究了由表面引发裂纹最终造成表面疲劳失效的行为规律,结果表明由表面点蚀坑导致的裂纹扩展主要分为两个阶段:第一阶段,接触表面主要形成长度较短的微小裂纹,裂纹与表面的初始倾斜角度是 $20^\circ \sim 30^\circ$ ,扩展速率较慢,甚至在一定周次内裂纹不会进一步扩展,该阶段约占疲劳总寿命的70%左右;第二阶段,裂纹的扩展速率显著增加,与第一阶段不同的是,裂纹的扩展速率随着裂纹尺寸的增加而显著增加,该阶段消耗了剩余的疲劳寿命。Wang等<sup>[14]</sup>通过建立动力学模型研究了表面点蚀坑对滚动接触疲劳行为过程中疲劳裂纹扩展行为的影响,获得了图4所示的机制图,当滚动体经过点蚀坑时,由于应力集中效应,点蚀坑肩部萌生裂

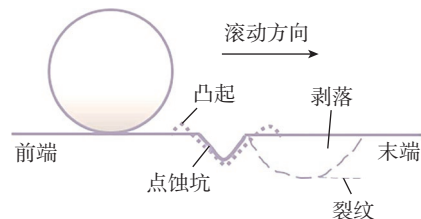


图4 表面剥落失效机制示意图<sup>[14]</sup>  
Fig.4 Schematic diagram of surface failure mechanism<sup>[14]</sup>

纹,随后向亚表层扩展并产生裂纹分支,进而折返向表面扩展,最终形成剥落而失效。

### 2.2.2 亚表层裂纹的萌生及扩展

在滚动接触疲劳的过程中,材料亚表层的受力是高度局域化的,根据赫兹接触理论,最大剪应力主要分布在接触区域下方的一定深度范围内。因此,在组织结构上亚表层中最薄弱的位置会优先萌生裂纹,随着滚动接触的进行,萌生的裂纹会不断扩展直至导致剥落。Fajdiga<sup>[19]</sup>和 Glodež<sup>[20]</sup>等研究表明,当高精度机械部件表面粗糙度低且润滑状态良好时,疲劳裂纹通常在接触亚表层萌生。大量研究表明,导致材料亚表层裂纹萌生的主要因素为临界剪应力<sup>[21]</sup>、塑性变形<sup>[22]</sup>和疲劳损伤累积<sup>[23]</sup>,而这些因素通常聚集于碳化物、夹杂物和孔隙等材料亚表层最薄弱的位置,它们的存在与材料的疲劳寿命有密不可分的关系。

Donzella 等<sup>[24]</sup>研究了夹杂物尺寸对 SAE5135 齿轮钢滚动接触疲劳寿命的影响,在亚表层发现了大量起源于 MnS 夹杂的裂纹,并具有向表面扩展的趋势,将产生这一现象的原因归咎于 MnS 夹杂的尺寸比其他氧化物等夹杂的尺寸大一个数量级,并提出滚动接触疲劳寿命与夹杂物尺寸的大小成反比的观点。Cao 等<sup>[25]</sup>采用推力球轴承开展了超洁净 GCr15 轴承钢的滚动接触疲劳寿命研究,同时将试验和理论相结合建立了滚动接触疲劳寿命与最大氧化物夹杂之间的定量关系,证明了滚动接触疲劳寿命主要由亚表层最大氧化物夹杂引起的裂纹扩展所控制。

除了夹杂物尺寸外,夹杂物的构成、化学成分及形状也是影响滚动接触疲劳寿命的重要因素。Hashimoto 等<sup>[26]</sup>的研究表明,与亚表层仅含有 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 或 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·CaO 夹杂物的钢相比,含有 SiO<sub>2</sub>·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合夹杂物的钢具有更长的滚动接触疲劳寿命。

Fu 等<sup>[27]</sup>采用 3 种不同的冶金和热加工路线炼制了含有不同类型和尺寸夹杂物的 GCr15 轴承钢,通过电解萃取的方式提取出几种不同类型的夹杂物,发现 MnS 夹杂物的表面轮廓比较光滑,不易对轴承钢的滚动接触疲劳寿命造成损伤,而 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、TiN 和 SiO<sub>2</sub> 夹杂颗粒的形状十分不规则,在滚动接触过程中极易在亚表层造成应力集中,进而萌生裂纹;进一步地,采用推力球轴承式滚动接触疲劳试验机研究了各种夹杂物对不同循环周次下轴承钢疲劳寿命的影响,结果表明,轴承钢的早期接触疲劳失效主要由 SiO<sub>2</sub> 破碎所引起,而后期的接触疲劳失效主要由 TiN 夹杂物所控制。Neishi 等<sup>[28]</sup>利用 SAE4320 钢研究了 MnS 夹杂的形状对于滚动接触疲劳寿命的影响,发现随着 MnS 的长度增加,产生亚表层裂纹的速度显著增加。

为了进一步研究夹杂物的各种特性与滚动接触疲劳寿命之间的关系,许多学者提出夹杂物周围的应力分布直接关系着亚表层裂纹的萌生和扩展。Koumi 等<sup>[29]</sup>开发了一种新的数值方法来计算椭球状夹杂物周围的应力分布情况,发现当夹杂物的长轴不平行于接触面时,应力分布是不对称的,说明椭球夹杂物的形态分布显著影响其附近应力的分布。Guan 等<sup>[30-31]</sup>通过有限元建模系统地研究了夹杂物对滚动接触疲劳亚表层应力分布的影响,结果表明,应力集中区域的面积随着夹杂物直径的增大而增大,说明大尺寸夹杂物可能对轴承材料形成更严重的损伤;此外,弹性模量高的夹杂物更容易增加亚表层裂纹向接触表面扩展的趋势,且裂纹扩展的速度也随着夹杂物弹性模量的增加而增加,研究发现,存在一个特定的亚表层深度,位于该深度的夹杂物引起的应力集中值最大,而过深或过浅的夹杂物对滚动接触疲劳寿命的影响几乎可以忽略不

计。进一步地, Moghaddam 等<sup>[23]</sup>通过有限元建模研究了非金属夹杂大小、弹性模量以及所处深度对滚动接触疲劳寿命的影响,结果表明,夹杂物的尺寸大小对轴承钢的平均接触疲劳寿命有一定影响,但是差异并不显著;在研究夹杂物的弹性模量对接触疲劳寿命的影响时,发现弹性模量高的夹杂物会显著降低轴承钢的接触疲劳寿命,甚至降低约 50%。此外,轴承钢的接触疲劳寿命随着夹杂物所处深度的增加而提高。

综上所述,夹杂物的形状、尺寸、弹性模量以及深度对轴承钢滚动接触疲劳过程中的应力分布均具有不同程度的影响,进而影响轴承钢的滚动接触疲劳寿命。可见,要想提高轴承钢的滚动接触疲劳寿命,其内部夹杂物的形状、尺寸和种类均应予以足够重视。此外,亚表层裂纹的扩展机制一直被许多学者研究, Ren 等<sup>[32]</sup>研究了滚动接触疲劳后 AISI52100 钢亚表层的裂纹扩展行为,结果表明,亚表层裂纹向表面的偏转和进一步扩展导致裂纹上方的材料整体剥落,并提出这种剥落具有突发性和不可预测性的观点。

### 2.2.3 表面和亚表层裂纹萌生和扩展的相互关系

表面损伤和亚表层损伤萌生裂纹的深度通常不同,因此,一般情况下两种作用机制单独起作用。但是两类裂纹的扩展方向和路径具有一定的随机性,若受到材料中碳化物、夹杂物或是缺陷等因素的影响,裂纹也可能在扩展的过程中相互交汇,共同导致材料失效。虽然目前轴承润滑的技术发展迅速,表面损伤诱发的失效显著减少,但是在极端服役工况以及超长轴承服役寿命时表面损伤导致的失效依然无法完全避免。因此,对于表面和亚表层裂纹萌生和扩展关系的研究也具有十分重要的意义和价值。

Nélias 等<sup>[33]</sup>通过试验研究总结

了滚动接触疲劳过程中由表面损伤和亚表层损伤诱发裂纹之间的关系,如图5所示。其中红色曲线表示亚表层剪切应力 $\tau$ 与深度 $z$ 之间的关系( $a$ 表示赫兹接触区域的接触半长),虚线表示特征剪切应力值,即在该值以下裂纹的萌生(直线)和扩展(箭头线)不会发生。当两接触表面处于全膜润滑状态时,即润滑条件充分且表面粗糙度较低时,在中度载荷作用下,在碳化物、夹杂物或微观结构缺陷的位置会优先萌生亚表层裂纹,但是此时裂纹不会继续扩展,进一步提高载荷后亚表层裂纹会扩展到表面并产生剥落。但是在中等粗糙度并且处于混合润滑状态时,高载荷下,表面和亚表层均会萌生微小裂纹,但是最终材料发生接触疲劳失效仍然由亚表层裂纹的扩展所决定。当两接触表面处于边界润滑时,即润滑条件十分不充分且表面粗糙度非常大时,在任何加载条件下材料表面均会萌生裂纹,而在高载荷时,表面萌生的裂纹和亚表层萌生的裂纹会同时扩展交汇并最终导致材料失效。

综上所述,根据轴承钢的摩擦磨损行为研究可知,在滑动磨损过程中,材料中的碳化物、夹杂物等对磨粒磨损、粘着磨损甚至高温磨损均存在不同程度的影响;在滚动接触疲

劳过程中,表面损伤和亚表层损伤诱发的失效与润滑条件、运行载荷等因素均有关,因此在材料设计的时候,有必要同时从两方面进行考虑,例如大尺寸碳化物或夹杂易导致表面裂纹,也易致使材料的亚表层发生组织结构转变。广义上讲,碳化物实际上也可以算作夹杂物的一种,只是成分上有所差别。对于航空发动机主轴轴承用M50钢,双真空的冶炼方法已最大限度地减少夹杂物的数量,通常细小并且弥散分布的二次碳化物能够显著提高轴承钢的力学性能,而其内部的粗大一次碳化物却成为诱发失效的主要裂纹源。因此,轴承钢中的一次碳化物成为人们研究的重点。

### 3 轴承钢内部一次碳化物对摩擦磨损行为的影响

一次碳化物作为轴承钢中十分重要的第二相,其尺寸、形状、类型及分布均对轴承钢的摩擦磨损性能(包括滑动磨损和滚动接触疲劳)具有重要的影响。然而,尺寸粗大、形状不规则的一次碳化物对轴承钢的摩擦磨损行为却表现出多元性。

关于碳化物对滑动磨损的影响,科研工作者们提出了不同的观点。Xu等<sup>[34]</sup>研究了双尺度 $M_6C$ 碳化物

对高速钢滑动磨损行为的影响,发现微米级的 $M_6C$ 碳化物呈鱼骨状,能够与周围基体形成高硬度区域且起到有效抵抗磨损的作用,相比之下,纳米级的 $M_6C$ 碳化物弥散分布在基体中,虽然耐磨性能相对较弱,但是却能够起到阻碍位错运动和晶面滑移的作用,进而强化基体,强化后的基体可以有效抵抗滑动-滚动接触下的变形、疲劳和划伤。Liu等<sup>[35]</sup>研究发现,增加合金中碳化物的体积分数有利于提高其耐磨性和硬度。Yao等<sup>[36]</sup>针对含有多相和多尺度碳化物的新型耐磨钢开展了滑动磨损行为研究,发现钢中微米和亚微米级的 $M_7C_3$ 和VC型碳化物,以及纳米级的 $M_7C_3$ 、 $M_2C$ 和 $M_3C$ 型碳化物同时协作,显著提高了新型合金钢的耐滑动磨损性能。Xu等<sup>[37]</sup>发现增加 $M_2C$ 型碳化物的比例能够有效抵抗高速钢在高应力下的滑动磨损。总而言之,这些学者普遍认为碳化物有利于提高合金的滑动耐磨性。

然而,许多学者也提出了不同的观点,认为大尺寸碳化物的存在不利于材料的滑动耐磨性。Qi等<sup>[38]</sup>认为减小粗大一次碳化物的尺寸后合金的耐磨性得到了改善。Oh等<sup>[39]</sup>开展了高铬铸铁的滑动磨损行为研究,结果发现由于一次碳化物硬度和脆性较大,极易从基体中脱落,从而降低高铬铸铁的耐磨性。Kaba等<sup>[40]</sup>分别对D2-A和D2-B钢开展了冲击滑动磨损行为研究,结果表明内部含有大尺寸一次碳化物的D2-A钢具有更差的耐磨性,而D2-B钢展现出相对优越耐磨性的原因是降低一次碳化物尺寸后有效减少了由碳化物引起的裂纹萌生和剥落,进而减少了裂纹源。

综上所述,碳化物对材料滑动磨损行为的影响尚存在争议,一部分学者认为其在材料中能够起到抵抗磨损的作用,而另一部分学者则认为其存在增加了材料在滑动磨损过程中

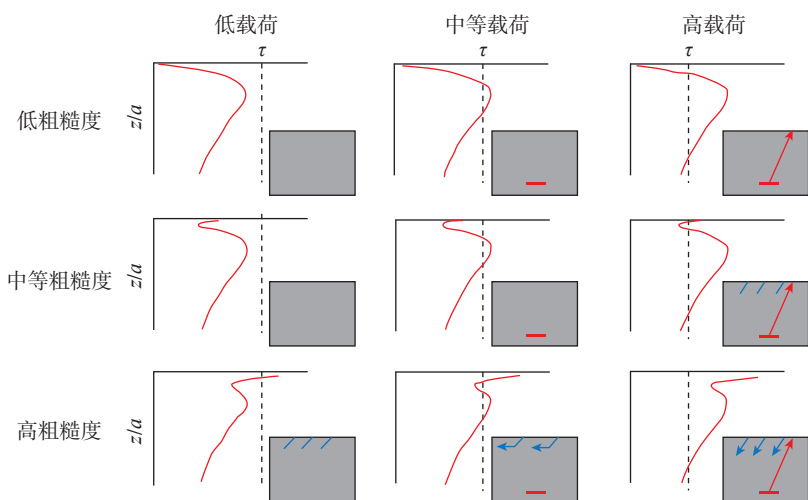


图5 表面和亚表层损伤的关系图<sup>[33]</sup>

Fig.5 Relationship between surface and subsurface damage<sup>[33]</sup>

开裂和损伤的概率。产生较大分歧的原因可能与基体材料和碳化物本身的力学性能有关,可能与两者之间的相容匹配性有关,可能与碳化物自身的形状等诸多因素有关,也可能与采用对摩副材料的性质有关,甚至可能与取样方式有关。因此,在避免诸多外部因素干扰的情况下,在实际或接近实际工况下研究碳化物对轴承钢滑动磨损性能的影响,并揭示其损伤机制,将对材料中碳化物的调控具有指导性意义。

碳化物不仅对轴承钢的滑动磨损行为存在影响,其与滚动接触疲劳寿命的长短也息息相关。与夹杂物类似,研究者们普遍认同应尽可能降低粗大不规则碳化物的尺寸和含量以提高轴承钢的滚动接触疲劳寿命。Guan 等<sup>[41]</sup>建立了碳化物对 M50 轴承钢滚动接触疲劳损伤行为影响的模型,发现不规则碳化物对轴承钢造成的接触疲劳损伤最严重。此外, Cai 等<sup>[42]</sup>对淬火后未回火的 M50 轴承钢进行低温处理,发现接触疲劳寿命显著高于淬火加回火后进行低温处理的 M50 轴承钢,并把滚动接触疲劳寿命提升的一部分原因归咎于前者形成了更多的纳米级碳化物,这些碳化物的存在抑制了疲劳裂纹的萌生和扩展。此外, Zhang 等<sup>[43]</sup>采用球盘的接触形式研究了亚微米级碳化物对 AISI52100 轴承钢滚动接触疲劳性能的影响,发现局部的应力集中会使适宜尺寸的碳化物周围发生组织结构转变并形成一层强化层(Effective strengthening layers, ESL),当亚微米碳化物的尺寸相对较大时,这种强化层能够使主裂纹沿着 ESL-基体的边界生长,从而有效抑制裂纹的快速扩展,当碳化物尺寸在一定范围内有所减小时,ESL 的比表面积增大,增强对主裂纹扩展的延缓作用,有效提高轴承钢的滚动接触疲劳性能;然而,当亚微米碳化物的尺寸过小,所引起的应力集中效应

不足以使其周围产生 ESL,那么,主裂纹将会以较高的扩展速率沿着碳化物和基体的相界面快速扩展,从而加速轴承钢的失效进程。显而易见,减小碳化物的尺寸是有助于提高轴承钢的滚动接触疲劳性能的,但是一味地减小碳化物尺寸似乎并不能进一步提高钢的疲劳性能。进一步地, Yang 等<sup>[44]</sup>在模拟实际工况的条件下结合滑动和滚动试验提出了 M50 轴承钢的临界碳化物尺寸为 5~10  $\mu\text{m}$ ,在此区间内 M50 轴承钢的滑动磨损和滚动接触疲劳综合性能可以达到最优值。

此外, Guan 等<sup>[45]</sup>提取出 M50 轴承钢中碳化物的扫描形貌,据此建立有限元模型,针对富 Cr 和富 V 两种类型一次碳化物对接触疲劳寿命的影响进行研究,结果表明,裂纹更容易在碳化物团簇的位置形核,并且在相同深度下,相较于富 Cr 型碳化物,富 V 型碳化物会对 M50 轴承钢造成更严重的疲劳损伤,将产生这一现象的原因归咎于富 V 碳化物的弹性模量更高。值得注意的是, Yang 等<sup>[46-47]</sup>在研究 M50 轴承钢中碳化物类型对滚动接触疲劳性能的影响时发现,相较于弹性模量较高的富 V 型碳化物,弹性模量较低的富 Mo 型碳化物在亚表层发生组织结构转变的概率更大,这不仅是由于弹性模量差异所致,富 Mo 型碳化物特有的密排六方晶体结构及其较大的平均尺寸,均会加剧应力集中效应,从而更易诱发相变。该发现证实碳化物的类型、尺寸和形貌共同决定轴承钢的摩擦磨损性能。

#### 4 一次碳化物的调控

无论是材料的滑动磨损行为,亦或是材料的滚动接触疲劳行为,碳化物的存在均对两者具有重要的影响,因此为了有效延长材料的服役寿命,许多学者针对合金钢中的一次碳化物调控展开研究。由于一次碳化物

具有熔点高、尺寸大等特性,很难通过后续的固态相变对其进行改变或去除。因此,首先考虑在钢液的凝固过程中控制一次碳化物,其次是后续的热处理及热加工等过程中。目前,国内外对一次碳化物的析出行为开展了大量的研究工作以期获得组织更加均匀的合金钢,主要研究方法包括添加微合金元素、添加稀土元素、控制冷却速度、优化热处理工艺和机械破碎细化等。

##### 4.1 添加微合金元素

大量的研究表明,添加合金元素(主要是 Nb、Ti、V、W、Mo、Si 等)可以改变钢的共晶凝固过程,进而影响碳化物的析出行为,以达到改善碳化物尺寸、形状和分布的目的。许多学者证实了向 Fe-Cr-C 合金中添加 Nb、Ti 和 V 元素后,凝固前期析出的 NbC、TiC 及 VC 可以促进  $M_7C_3$  型一次碳化物的细化<sup>[38,48-49]</sup>。Liu 等<sup>[50]</sup>通过在钢中添加 Mo 元素来抑制碳化物的粗化。Hamidzadeh 等<sup>[51]</sup>发现向 AISI D2 工具钢中添加 1.5% 的 Nb 元素可以有效降低碳化物的体积分数。Pan 等<sup>[52]</sup>发现向高速钢中添加 K/Na 元素可以促使碳化物网络发生断裂,并使其分布更加均匀。Pan 等<sup>[53]</sup>发现通过向高速钢中添加 Si 元素,可以改变  $M_2C$  型和  $M_6C$  型碳化物的比例。

##### 4.2 添加稀土(RE)元素

除了添加微合金元素以外,由于稀土元素具有化学性质活泼、去除杂质能力较高等一系列优点,近些年也常被用于添加在钢中以达到调控碳化物的目的。杜宁宇<sup>[54]</sup>发现稀土元素可以通过影响碳元素脱溶阻碍枝晶生长,起到细化枝晶的作用,枝晶界面的增多提高了碳化物的形核率,从而达到细化 M50 轴承钢中碳化物的作用。Zelič 等<sup>[55]</sup>研究了稀土元素对 AISI D2 工具钢中碳化物形貌的影响,发现碳化物由层片状变成了球状。Yin 等<sup>[56]</sup>在 M2 高速钢中同

时添加稀土和 Ti 元素,发现在两者的共同作用下,羽状  $M_2C$  型碳化物变薄、变短,趋向于孤立或不连续的网状分布。类似地, Wang 等<sup>[57]</sup>研究了添加 RE-Te-B 的复合合金体系对 CD-2 钢微观组织的影响,结果发现碳化物由网状转变为颗粒状。

#### 4.3 控制冷却速度

选择恰当的冷却速率会降低碳化物的尺寸,优化碳化物的形态。Luan 等<sup>[58]</sup>系统地研究了不同冷却速率对高速钢中碳化物形貌和分布的影响,结果表明随着凝固速率的增加,碳化物的尺寸变得更加细小且分布更加均匀,并提出提高凝固速率是改善高速钢耐磨性的有效方法。Pirtovšek 等<sup>[59]</sup>认为凝固过程中的冷却速率会影响碳化物生长、溶解、分布、尺寸和碳化物类型,并证明了过低的冷却速率会导致碳化物尺寸增加,在某些情况下还会导致额外的碳化物析出。Zhou 等<sup>[60]</sup>改变 AISI M2 钢熔炼过程中的凝固速率,发现随着凝固速率的增加,  $M_2C$  型碳化物从板状演变为纤维状,与板状碳化物相比,纤维状碳化物更容易发生分解和球化,从而获得尺寸细小且形状较圆的碳化物。Fu 等<sup>[61]</sup>认为提高凝固速率可以减轻高速钢中的偏析行为。因此,诸多学者采用调控冷却速率的方法对合金钢中的碳化物进行调控。

#### 4.4 优化热处理工艺

毋庸置疑,选择适当的热处理工艺在一定程度上可以减轻钢中金属元素的偏析。Lee 等<sup>[62]</sup>研究了回火温度对高速钢组织结构的影响,发现经过回火处理后钢中析出了大量细小的球状碳化物。Pan 等<sup>[63]</sup>通过调整 M2 钢在热处理过程中的退火温度和时间,发现经过高温退火处理后,亚稳态的  $M_2C$  型碳化物发生分解转变为 MC 和  $M_6C$  型碳化物,有利于碳化物的细化。朱勤天<sup>[64]</sup>研究了高温扩散退火对 8Cr13MoV 钢中一次碳化物的影响,发现钢锭经过高

温扩散退火后,一次碳化物的平均含量降低了近 50%。

#### 4.5 机械破碎细化

传统的机械破碎细化指的是铸锭经过锻造、轧制等工艺实现粗大碳化物的破碎细化,通过改善合金元素的偏析促使碳化物分布更加均匀。Zhou 等<sup>[65]</sup>通过热压缩试验研究了 M2 高速钢中共晶碳化物的演变,结果表明,经过热变形后,最初的棒状碳化物或不规则的共晶碳化物被分解成更细小的颗粒。王燕等<sup>[66]</sup>通过试验证明了多次墩拔变形可以有效地减小碳化物尺寸并提高碳化物分布的均匀性。刘莹<sup>[67]</sup>通过对 M50 轴承钢进行多向锻造研究了粗大一次碳化物的碎化机制,结果发现经过多向锻造之后的碳化物发生了明显的碎化,碳化物的尺寸由  $25\ \mu\text{m}$  碎化为小于  $10\ \mu\text{m}$ 。Liu 等<sup>[68]</sup>研究了一种被称为半固态变形的新型热变形加工工艺对 M50 轴承钢中一次碳化物的影响,结果表明,此工艺破坏了大尺寸枝晶,使碳化物尺寸有效降低的同时分布也更加均匀,此外,一次碳化物的体积分数也显著降低。

针对钢中的碳化物,已有研究已经提出了诸多调控方案,从目前的结果来看,这些方法十分有效,并且对 M50 轴承钢中粗大碳化物的调控起到至关重要的启发作用。目前对碳化物的调控策略主要趋向于使其分布更加均匀、尺寸更加细小、形状更接近球形,但是碳化物的调控是一个复杂而精细的过程,不能仅从单一的角度考虑碳化物对轴承钢性能的影响,需要综合考虑多个方面的因素,例如,在轴承润滑发展良好的前提下,不能仅从滚动接触疲劳失效方面考虑轴承材料的性能,在滚滑损伤、划擦损伤日益引起重视的情况下,也应考虑滑磨下轴承材料的性能<sup>[69]</sup>。因此,有必要开展一系列基于滑磨和滚动接触疲劳工况下碳化物对轴承钢性能的影响,进而获得基于实际

工况下碳化物的调控策略,以便进一步对轴承材料进行优化。

## 5 结论和展望

通常情况下,轴承钢会以亚表层萌生裂纹导致滚动接触疲劳的典型模式产生失效,其中极易引发亚表层裂纹的材料因素包括各类夹杂物、碳化物及孔隙等缺陷,它们的存在会增强亚表层的应力集中,促进裂纹的萌生,进而导致裂纹向表面扩展进而剥落。因此,从轴承钢的亚表层着手,研究裂纹萌生和扩展规律将有助于从源头减少轴承的亚表层失效。但是,为了满足服役环境的要求,轴承所承受的工况条件愈加苛刻,加重了滑动磨损引起的轴承材料失效的比重,这会进一步造成轴承运行温度升高甚至发生高温氧化磨损,因此,有必要开展极端工况下轴承钢的滑动磨损试验,并揭示滑动过程中轴承钢的磨损机制。进一步地,发生滑动磨损行为又会破坏轴承钢接触面之间的接触和润滑状态,增加表面裂纹萌生和扩展的概率,进而导致轴承产生由表面损伤诱发的滚动接触疲劳失效。此外,一次碳化物会因其尺寸、形状、类型和分布不同而在轴承钢的摩擦磨损行为中起到不同的作用,有利的一面表现为一次碳化物能够在基体中起到支撑载荷作用而有效抵抗滑动磨损,不利的一面则表现为一次碳化物也是易造成材料内部应力集中而诱发裂纹及增大滑动磨损和诱发滚动接触疲劳失效的区域。因此,在研究轴承钢的损伤机制时,需结合实际服役工况考虑滑动磨损和滚动接触疲劳问题,同时不可忽视一次碳化物在其内部的重要作用,才能使轴承钢的性能不止满足单一的高硬度、高耐滑动磨损和高滚动接触疲劳性能,而向能兼具耐滑动磨损、耐滚动接触疲劳且能在宽温域服役的综合方向发展。

目前,随着冶金设施和冶炼工艺

的进步,轴承钢的质量正在不断提升,轴承钢中的夹杂物已经得到较好的控制,且滚动接触疲劳失效源已经逐渐从夹杂物过渡到粗大碳化物,但是粗大碳化物在一定程度上又可以提高滑动磨损的耐磨性。我国在高端轴承用钢,如航发轴承用 M50 钢的制备能力上仍然与国外存在一定的差距,然而对于国外的 M50 钢来讲,其内部的碳化物尺寸并非很小,但是却依然能够展现出不俗的服役能力。这意味着,对于一次碳化物的调控,一方面要兼顾滑动磨损、滚动接触疲劳性能,提出综合性能最佳且能适应实际工况的一次碳化物尺寸范围;另一方面也应在相同尺寸范围内,考虑不同碳化物类型对轴承钢摩擦磨损性能的影响,以便调控碳化物类型的比例,使其在轴承钢中的作用发挥至最佳。另外,碳化物的形状、分布、方向及其均匀性亦是轴承材料设计时应考虑的因素。因此,需有针对性地开展轴承钢中一次碳化物的调控策略研究,以及不同碳化物因素对轴承钢服役寿命影响的占比,进而优化轴承钢材料的设计,满足高端装备飞速发展下对轴承性能的要求。

## 致谢

本工作得到中国石油集团工程技术研究院有限公司委托技术开发合同(F2023034)的支持。

## 参考文献

- [1] BHADESHIA H K D H. Steels for bearings[J]. *Progress in Materials Science*, 2012, 57(2): 268–435.
- [2] WANG F, QIAN D S, HUA L, et al. Tempering response and improved mechanical properties in secondary hardened steel by introducing an optimized austempering process[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 807: 140895.
- [3] XU F N, DING N, LI N, et al. A review of bearing failure modes, mechanisms and causes[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2023, 152: 107518.
- [4] LAZOVIC T, MITROVIC R, MARINKOVICA. Influence of abrasive wear on the ball bearing service life[C]//European Conference on Tribology. Tianjin, 2009.
- [5] WANG C, ZHANG C W, GU L, et al. Analysis on surface damage of M50 steel at impact-sliding contacts[J]. *Tribology International*, 2020, 150: 106384.
- [6] XU L J, WEI S Z, XIAO F N, et al. Effects of carbides on abrasive wear properties and failure behaviours of high speed steels with different alloy element content[J]. *Wear*, 2017, 376: 968–974.
- [7] ROY M. Failure analysis of bearings of aero-engine[J]. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 2019, 19(6): 1615–1629.
- [8] 牛一旭. 乏/无油条件下激光表面织构化对45钢和钛合金摩擦学性能的影响机理[D]. 洛阳: 河南科技大学, 2022.
- NIU Yixu. Effect mechanism of laser surface texturing on tribological properties of 45 steel and titanium alloy under oil/gas shortage conditions[D]. Luoyang: Henan University of Science and Technology, 2022.
- [9] 宋高昂, 贺甜甜, 刘建, 等. 润滑条件对M50钢摩擦磨损性能的影响[J]. *轴承*, 2022(6): 43–48.
- SONG Gaoang, HE Tiantian, LIU Jian, et al. Effect of lubrication conditions on friction and wear properties of M50 steel[J]. *Bearing*, 2022(6): 43–48.
- [10] 刘仁. M50 钢热变形行为及其微观组织研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2015.
- LIU Ren. Study on thermal deformation behavior and microstructure of M50 steel[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015.
- [11] WU Y H, CHEN R C, QIAN D S, et al. Effect of different temperatures on tribological properties of Cr4Mo4V bearing steel[J]. *Materials Protection*, 2020, 13: 1.
- [12] LIU Z M. Friction and wear characteristics of M50 high speed steel at elevated temperature[J]. *Tribology*, 1997, 17: 38–44.
- [13] CHEN K M, WANG S Q, YANG Z R, et al. High temperature wear and oxide film of steels[J]. *Tribology*, 2008, 28(5): 475–479.
- [14] WANG L W, SHENG X Y, LUO J B. A peridynamic study on the effects of surface topography on rolling contact fatigue[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2023, 277: 109022.
- [15] LORENZ S J, SADEGHI F, TRIVEDI H K, et al. A continuum damage mechanics finite element model for investigating effects of surface roughness on rolling contact fatigue[J]. *International Journal of Fatigue*, 2021, 143: 105986.
- [16] LI S, KOLIVAND A. Crack nucleation and propagation modeling for lubricated spur gear contacts of rough surfaces[J]. *Mechanism and Machine Theory*, 2022, 170: 104726.
- [17] NÉLIAS D, DUMONT M L, COUHIER F, et al. Experimental and theoretical investigation on rolling contact fatigue of 52100 and M50 steels under EHL or micro-EHL conditions[J]. *Journal of Tribology*, 1998, 120(2): 184–190.
- [18] RYCERZ P, OLVER A, KADIRIC A. Propagation of surface initiated rolling contact fatigue cracks in bearing steel[J]. *International Journal of Fatigue*, 2017, 97: 29–38.
- [19] FAJDIGA G, GLODEŽ S, KRAMAR J. Pitting formation due to surface and subsurface initiated fatigue crack growth in contacting mechanical elements[J]. *Wear*, 2007, 262(9–10): 1217–1224.
- [20] GLODEŽ S, FLAŠKER J, REN Z. A new model for the numerical determination of pitting resistance of gear teeth flanks[J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 1997, 20(1): 71–83.
- [21] MASOUDI NEJAD R, SHARIATI M, FARHANGDOOST K. Effect of wear on rolling contact fatigue crack growth in rails[J]. *Tribology International*, 2016, 94: 118–125.
- [22] YU H L, LIU X H, BI H Y, et al. Deformation behavior of inclusions in stainless steel strips during multi-pass cold rolling[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209(1): 455–461.
- [23] MOBASHER MOGHADDAM S, SADEGHI F, PAULSON K, et al. Effect of non-metallic inclusions on butterfly wing initiation, crack formation, and spall geometry in bearing steels[J]. *International Journal of Fatigue*, 2015, 80: 203–215.
- [24] DONZELLA G, FACCOLI M, MAZZÙ A, et al. Influence of inclusion content on rolling contact fatigue in a gear steel: Experimental analysis and predictive modelling[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2011, 78(16): 2761–2774.
- [25] CAO Z X, SHI Z Y, YU F, et al. A new proposed Weibull distribution of inclusion size and its correlation with rolling contact fatigue life of an extra clean bearing steel[J]. *International Journal of Fatigue*, 2019, 126: 1–5.
- [26] HASHIMOTO K, FUJIMATSU T, TSUNEKAGE N, et al. Study of rolling contact fatigue of bearing steels in relation to various oxide

- inclusions[J]. *Materials & Design*, 2011, 32(3): 1605–1611.
- [27] FU H W, RYDEL J J, GOLLA A M, et al. The relationship between 100Cr6 steelmaking, inclusion microstructure and rolling contact fatigue performance[J]. *International Journal of Fatigue*, 2019, 129: 104899.
- [28] NEISHI Y, MAKINO T, MATSUI N, et al. Influence of the inclusion shape on the rolling contact fatigue life of carburized steels[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44(5): 2131–2140.
- [29] KOUMI K E, ZHAO L, LEROUX J, et al. Contact analysis in the presence of an ellipsoidal inhomogeneity within a half space[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2014, 51(6): 1390–1402.
- [30] GUAN J, WANG L Q, ZHANG C W, et al. Effects of non-metallic inclusions on the crack propagation in bearing steel[J]. *Tribology International*, 2017, 106: 123–131.
- [31] 关键. 航空滚动轴承用M50钢的接触疲劳损伤行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019.
- GUAN Jian. Study on contact fatigue damage behavior of M50 steel for aviation rolling bearing[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2019.
- [32] REN Z D, LI B Z, ZHOU Q Z. Rolling contact fatigue crack propagation on contact surface and subsurface in mixed mode I+II+III fracture[J]. *Wear*, 2022, 506: 204459.
- [33] NÉLIAS D, DUMONT M L, CHAMPIOT F, et al. Role of inclusions, surface roughness and operating conditions on rolling contact fatigue[J]. *Journal of Tribology*, 1999, 121(2): 240–251.
- [34] XU L J, SONG W L, MA S Q, et al. Effect of slippage rate on frictional wear behaviors of high-speed steel with dual-scale tungsten carbides ( $M_6C$ ) under high-pressure sliding-rolling condition[J]. *Tribology International*, 2021, 154: 106719.
- [35] LIU D S, LIU R P, WEI Y H, et al. Microstructure and wear properties of Fe–15Cr–2.5Ti–2C–xBwt.% hardfacing alloys[J]. *Applied Surface Science*, 2013, 271: 253–259.
- [36] YAO X K, JIANG T, WEI S Z, et al. Microstructure and abrasive wear performance of a novel CALPHAD-inspired wear-resistant steel containing multiphase and multiscale carbides[J]. *Wear*, 2024, 538: 205182.
- [37] XU L J, FAN X M, WEI S Z, et al. Microstructure and wear properties of high-speed steel with high molybdenum content under rolling-sliding wear[J]. *Tribology International*, 2017, 116: 39–46.
- [38] QI X W, JIA Z N, YANG Q X, et al. Effects of vanadium additive on structure property and tribological performance of high chromium cast iron hardfacing metal[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2011, 205(23–24): 5510–5514.
- [39] OH H, LEE S, JUNG J, et al. Correlation of microstructure with the wear resistance and fracture toughness of duocast materials composed of high-chromium white cast iron and low-chromium steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32(3): 515–524.
- [40] KABA M, FILIZ H I, CUI Z, et al. Microstructural effects on impact-sliding wear mechanisms in D2 steels: The roles of matrix hardness and carbide characteristics[J]. *Wear*, 2024, 538: 205224.
- [41] GUAN J, WANG L Q, MAO Y Z, et al. A continuum damage mechanics based approach to damage evolution of M50 bearing steel considering residual stress induced by shot peening[J]. *Tribology International*, 2018, 126: 218–228.
- [42] CAI X, HU X Q, LU X Y, et al. Exploring the ultrahigh rolling contact fatigue life of M50 bearing steel by adjusting the cryogenic sequence[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2024, 169: 243–250.
- [43] ZHANG J G, CHEN H H, FU H W, et al. Retarding effect of submicron carbides on short fatigue crack propagation: Mechanistic modeling and experimental validation[J]. *Acta Materialia*, 2023, 250: 118875.
- [44] YANG L Q, XUE W H, GAO S Y, et al. Effects of primary carbide size and type on the sliding wear and rolling contact fatigue properties of M50 bearing steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2023, 36(8): 1336–1352.
- [45] GUAN J, WANG L Q, ZHANG Z Q, et al. Fatigue crack nucleation and propagation at clustered metallic carbides in M50 bearing steel[J]. *Tribology International*, 2018, 119: 165–174.
- [46] YANG L Q, XUE W H, GAO S Y, et al. Rolling contact fatigue behaviour of M50 bearing steel with rare earth addition[J]. *International Journal of Fatigue*, 2023, 177: 107940.
- [47] YANG L Q, XUE W H, CAO Y F, et al. Investigation on butterfly white etching area formation mechanism and crack source at different stages in M50 bearing steel[J]. *Tribology International*, 2024, 193: 109429.
- [48] LIU S, WANG Z J, SHI Z J, et al. Experiments and calculations on refining mechanism of NbC on primary  $M_7C_3$  carbide in hypereutectic Fe–Cr–C alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 713: 108–118.
- [49] WU X J, XING J D, FU H G, et al. Effect of titanium on the morphology of primary  $M_7C_3$  carbides in hypereutectic high chromium white iron[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 457(1–2): 180–185.
- [50] LIU T L, CHEN L J, BI H Y, et al. Effect of Mo on high-temperature fatigue behavior of 15CrNbTi ferritic stainless steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2014, 27(3): 452–456.
- [51] HAMIDZADEH M A, MERATIAN M, MOHAMMADI ZAHRANI M. A study on the microstructure and mechanical properties of AISI D2 tool steel modified by niobium[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 556: 758–766.
- [52] PAN Y C, YANG H, LIU X F, et al. Effect of K/Na on microstructure of high-speed steel used for rolls[J]. *Materials Letters*, 2004, 58(12–13): 1912–1916.
- [53] PAN F S, DING P D, TANG A T, et al. Carbides in high-speed steels containing silicon[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 35(9): 2757–2766.
- [54] 杜宁宇. M50 轴承钢碳化物调控与疲劳性能研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2022.
- DU Ningyu. Study on carbide regulation and fatigue property of M50 bearing steel[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2022.
- [55] ZELIĆ K, BURJA J, MCGUINNESS P J, et al. Effect of rare earth elements on the morphology of eutectic carbides in AISI D2 tool steels: Experimental and modelling approaches[J]. *Scientific Reports*, 2018, 8(1): 9233.
- [56] YIN F X, WANG L, XIAO Z X, et al. Effect of titanium and rare earth microalloying on microsegregation, eutectic carbides of M2 high speed steel during ESR process[J]. *Journal of Rare Earths*, 2020, 38(9): 1030–1038.
- [57] WANG S Q, JIANG Q C, CUI X H, et al. Influence of trace elements and heat treatment on carbide morphology and properties of CD–2 steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 264(1–2): 172–176.
- [58] LUAN Y K, SONG N N, BAI Y L, et al. Effect of solidification rate on the morphology and distribution of eutectic carbides in centrifugal casting high-speed steel rolls[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210(3): 536–541.

- [59] PIRTOVŠEK T V, KUGLER G, GODEC M, et al. Three important points that relate to improving the hot workability of ledeburitic tool steels[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43(10): 3797–3808.
- [60] ZHOU X F, FANG F, JIANG J Q, et al. Refining carbide dimensions in AISI M2 high speed steel by increasing solidification rates and spheroidising heat treatment[J]. *Materials Science and Technology*, 2014, 30(1): 116–122.
- [61] FU H G, XIAO Q, XING J D. A study of segregation mechanism in centrifugal cast high speed steel rolls[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 479(1–2): 253–260.
- [62] LEE J H, OH J C, PARK J W, et al. Effects of tempering temperature on wear resistance and surface roughness of a high speed steel roll[J]. *ISIJ International*, 2001, 41(8): 859–865.
- [63] PAN F S, WANG W Q, TANG A T, et al. Phase transformation refinement of coarse primary carbides in M2 high speed steel[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2011, 21(2): 180–186.
- [64] 朱勤天. 8Cr13MoV钢碳化物控制及对刀具锋利性能的影响[D]. 北京: 北京科技大学, 2019.
- ZHU Qintian. Control of carbides in 8Cr13MoV steel and their influence on the sharpness performance of cutting tools[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2019.
- [65] ZHOU B, SHEN Y, CHEN J, et al. Breakdown behavior of eutectic carbide in high speed steel during hot compression[J]. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2011, 18(1): 41–48.
- [66] 王燕, 俞峰, 曹文全, 等. 热变形对高温轴承钢中碳化物的均质化与细质化影响规律研究[J]. *热加工工艺*, 2015, 44(13): 35–37, 41.
- WANG Yan, YU Feng, CAO Wenquan, et al. Effects of thermal deformation on refinement and uniformity of carbide in high temperature bearing steel[J]. *Hot Working Technology*, 2015, 44(13): 35–37, 41.
- [67] 刘莹. M50和M50NiL钢多向锻造碳化物及晶粒细化机制研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019.
- LIU Y. Study on carbide and grain refinement mechanism of M50 and M50NiL steel during multidirectional forging[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2019.
- [68] LIU W F, CAO Y F, GUO Y F, et al. Solidification microstructure of Cr4Mo4V steel forged in the semi-solid state[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 38: 170–182.
- [69] 吴彼, 张振波, 李曙. 航空发动机材料摩擦学研究进展[J]. *摩擦学学报*, 2023, 43(10): 1099–1117.
- WU Bi, ZHANG Zhenbo, LI Shu. Advances in tribology of aero-engine materials[J]. *Tribology*, 2023, 43(10): 1099–1117.

通信作者: 李曙, 二级研究员, 博士生导师, 研究方向为材料摩擦学。

## Tribology Behavior and Primary Carbide Control in Aero-Engine Main Shaft Bearing Steels

YANG Liqi<sup>1,2</sup>, XUE Weihai<sup>1,2</sup>, MA Rutao<sup>3</sup>, LI Shu<sup>1,2</sup>

(1. Liaoning Key Laboratory of Aero-Engine Material Tribology, Shenyang 110016, China;

2. Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;

3. CNPC Engineering Technology R&D Company Limited, Beijing 102206, China)

**[ABSTRACT]** With the substantial improvement in the demand for aero-engine performance, the main shaft bearings are facing harsher working conditions, which cause the working temperature and load of the bearings to increase dramatically. The friction and wear problems in bearings are becoming increasingly prominent, seriously affecting the service life and reliability of high-end equipment. The above problems bring new challenges to the optimization of M50 bearing steel material for aero-engine. Although the control technology of inclusions in bearing steel has made great progress, the control of primary carbide is still the key problem in the control of bearing materials. The paper summarizes the main research hotspots on friction and wear behavior of bearing steel at home and abroad, especially the sliding wear and rolling contact fatigue failure forms during service. The advantages and disadvantages of primary carbides in bearing steel in two kinds of friction and wear behaviors are pointed out, as well as their interrelationship. And based on the existing control methods of primary carbide, the future control strategy of primary carbide in bearing steel and the development goal of improving the friction and wear resistance of M50 bearing steel are put forward.

**Keywords:** Aero-engine; M50 bearing steels; Friction and wear; Sliding wear; Rolling contact fatigue; Primary carbide

(责编 阳光)