

· 应用与服役 ·



不同冶炼工艺 GCr15 轴承钢中夹杂物致疲劳失效行为的影响

汪 峰¹, 陈 峰^{1,2}, 时 涛³, 尹 青⁴, 胡 斌¹, 罗海文¹

(1 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083; 2 常州宝菱重工机械有限公司, 常州 213019;

3 大冶特殊钢有限公司, 黄石 435001; 4 江阴兴澄特种钢铁有限公司, 江阴 214429)

摘 要:为探究不同冶炼工艺制备的 GCr15 轴承钢中, 非金属夹杂物对其疲劳断裂失效行为的影响规律, 采用电弧炉+精炼(EAF-VD)、转炉+精炼(BOF-LF-RH)和真空感应+真空自耗(VIM+VAR)三种不同冶炼工艺制备 GCr15 轴承钢, 并利用 ASPEX 分析钢中的大尺寸夹杂物, 发现其主要类型为 MnS, 硫氧复合夹杂物和 TiN。旋转弯曲疲劳试样断口结果表明, 引起失效的夹杂物主要为复合夹杂物和 TiN, 而 MnS 不会引发失效。电弧炉试样失效全部源自复合夹杂物, 转炉试样 91% 失效仍由复合夹杂物引起, TiN 诱发的断裂仅占 9%, 而 TiN 导致双真空试样失效则占约 75%, 其余为复合夹杂物引起的失效。因此, 随着钢洁净度的提高, 应由控制电弧炉和转炉工艺中的复合夹杂物转变为双真空工艺中的 TiN 夹杂物。此外研究表明, 导致部分 GCr15 轴承钢短疲劳寿命的主要诱因包括: 1) 复合夹杂物中的尖晶石类氧化物夹杂比钙铝酸盐类夹杂危害更大; 2) 棱角越尖锐的 TiN 疲劳损伤性越高; 3) 当夹杂物位于试样近表面时, 会显著降低轴承钢的疲劳性能。

关键词:GCr15 轴承钢; 夹杂物; ASPEX 分析; 旋转弯曲疲劳试验; 有限元模拟

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. N250521 **中图分类号:**TG142. 1

Effect on Fatigue Failure Behavior Induced by Inclusions in GCr15 Bearing Steel Under Different Metallurgical Processes

Wang Zheng¹, Chen feng^{1,2}, Shi Tao³, Yin Qing⁴, Hu Bin¹, Luo Haiwen¹

(1 School of Metallurgy and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2 Changzhou Baoling Heavy & Industrial Machinery Co., Ltd., Jiangsu Changzhou 213019, China;

3 Daye Special Steel Co., Ltd., Huangshi 435100, China; 4 Jiangying Xingcheng Special Steel Works Co., Ltd., Jiangying 214429, China)

Abstract: To investigate the influence of non-metallic inclusions on fatigue fracture behavior in GCr15 bearing steel produced through different smelting processes, three different metallurgical processes to produce GCr15 bearing steel were adopted: electric arc furnace with refining (EAF-VD), converter with refining (BOF-LF-RH), and vacuum induction furnace with vacuum self-consumption (VIM+VAR). Large inclusions were analyzed using ASPEX software, revealing its three predominant types: MnS, sulfur-oxygen composite inclusions, and TiN. Fractographic analysis of rotating bending fatigue specimens revealed that cracks mainly initiated at complex inclusions and TiN, whereas MnS did not initiate fatigue cracks. All failures in the EAF specimens initiated from complex inclusions, whereas in the BOF specimens, 91% of the failures were still associated with complex inclusions and only 9% were induced by TiN. In contrast, approximately 75% of the failures in the VIM+VAR specimens were triggered by TiN, with the remaining failures were caused by composite inclusions. These findings indicate that as steel cleanliness improves, the inclusion-induced failures transition from composite inclusions in EAF and BOF steels to TiN inclusions in double vacuum process. VIM+VAR steels. Furthermore, research indicates that the primary factors contributing to the reduced fatigue life of certain GCr15 bearing steels include: 1) Spinel oxide inclusions within composite inclusions are more hazardous than calcium-aluminate inclusions; 2) The sharper the TiN edge, the higher its fatigue damage potential; 3) When inclusions are located near the sample surface, they significantly degrade the fatigue performance of bearing steels.

Key Words: GCr15 Bearing Steel; Inclusion; ASPEX Analysis; Rotating-bending Fatigue Test; Finite Element Simulation

轴承钢因其优良的承载能力、高硬度及高抗疲劳性能, 被广泛应用于航空航天、轨道交通等领域,

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52233018, 51831002)

作者简介: 汪 峰(1998—), 男, 博士; **E-mail:** wzustb@163.com;; **收稿日期:** 2025-08-21

通信作者: 罗海文(1972—), 男, 博士, 教授; **E-mail:** luohaiwen@ustb.edu.cn

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

是制造关键传动部件的理想材料^[1]。研究表明,轴承钢内部的非金属夹杂物在交变循环载荷下极易诱发裂纹的萌生,是导致其高周疲劳失效的最主要因素之一^[2-4]。

轴承钢的冶炼工艺有长流程工艺, EAF / BOF (电弧炉/转炉)+LF(钢包精炼炉)+RH / VD(真空精炼炉)+CC(连铸), 主要应用于生产量大, 使用面广的轴承钢钢种^[5-6]。另外还有两种短流程工艺, 即: VIM(真空感应熔炼)+ESR(电渣重熔) 和 VIM(真空感应熔炼)+VAR(真空自耗), 可获得数量极少、尺寸细小, 且均匀分布的夹杂物, 但生产批量更小、成本更高, 主要用于航空航天等重要轴承部件^[7]。Zeng 等^[8]报道, 其研究 GCr15 钢中所有的疲劳失效都是从夹杂物开始的, 且 VIM + ESR 工艺比 BOF + LF + RH 工艺表现出更好的疲劳性能, 这是由于前一种工艺获得的夹杂物尺寸更小。

针对非金属夹杂物的类型、数量、分布和形态对轴承钢的疲劳破坏行为影响也已经有很多的报道^[9-11]。Wang 等^[12]报道, 由于 GCr15 轴承钢中不同类型的夹杂物的存在, 使得其疲劳寿命呈现出显著的分散性。孙飞龙等^[13]发现, 拥有数量众多、密集分布的硫化物和氧硫化物夹杂的 GCr15 轴承钢的中值疲劳寿命 (L_{50}) 更差。Wang 等^[14]发现, 当硫氧复合夹杂物的外壳硫化物层包裹不均匀时, 极易导致应力局部集中在夹杂物与基体的界面处并引发疲劳失效, 使得疲劳寿命缩短。

选取两种典型长流程工艺 (EAF-VD 和 BOF-LF-RH) 及洁净度最高的短流程工艺 (VIM-VAR), 系统研究三种冶炼工艺制备的 GCr15 轴承钢中非金属夹杂物的类型和尺寸特征, 并进一步揭示钢中夹杂物对轴承钢旋转弯曲疲劳性能的影响规律, 以期为提高轴承钢疲劳性能提供理论依据。

1 试验材料与研究方法

试验材料为国内某特钢厂生产的 GCr15 轴承钢热轧棒材, 采用三种不同的冶炼制备工艺, 分别为电弧炉 (EAF-VD)、转炉 (BOF-LF-RF) 和双真空 (VIM-VAR), 其化学成分见表 1。对比分析表明, 三种典型冶炼工艺均可获得高洁净度轴承钢 ($w[\text{O}] \leq 0.0005\%$ 、 $w[\text{S}] \leq 0.003\%$ 、 $w[\text{Ti}] \leq 0.0009\%$ 、 $w[\text{N}] \leq 0.003\%$)。其中, 双真空冶炼工艺的纯净度最优, 其关键杂质元素含量分别控制在 $w[\text{O}] < 0.0004\%$ 、 $w[\text{S}] < 0.0015\%$ 、 $w[\text{N}] < 0.0009\%$ 。

采用 ASPEX Explorer 扫描电镜自动分析系统

表 1 试验 GCr15 钢的冶炼工艺和化学成分 (质量分数)
Table 1 Smelting process and chemical composition of test GCr15 steel

| 工艺 | C | Cr | O | S | N | Ti | Al | Ca |
|-----------|------|------|--------|--------|--------|--------|-------|--------|
| EAF-VD | 0.97 | 1.56 | 0.0005 | 0.0030 | 0.0020 | 0.0009 | 0.025 | 0.0002 |
| BOF-LF-RH | 1.00 | 1.51 | 0.0005 | 0.0030 | 0.0030 | 0.0007 | 0.027 | 0.0005 |
| VIM-VAR | 1.02 | 1.51 | 0.0004 | 0.0015 | 0.0009 | 0.0008 | 0.012 | 0.0003 |

对三种试验钢的夹杂物进行定量表征, 更加精准评估其洁净度水平。试样制备方面, 在热轧棒材沿横截面切取金相样品, 经打磨、抛光后进行分析。共选 8 个观测面, 每个面扫描面积 90 mm^2 , 总检测面积达 720 mm^2 , 以确保统计可靠性。以热轧 GCr15 轴承钢棒材为原料, 经两段热处理制备旋转弯曲 (旋弯) 疲劳试样。首先进行球化退火预处理: 由室温加热至 $806 \text{ }^\circ\text{C}$ 保温 3 h, 随后以 $15 \text{ }^\circ\text{C/h}$ 的速率冷却至 $745 \text{ }^\circ\text{C}$, 再以 $5 \text{ }^\circ\text{C/h}$ 缓冷至 $680 \text{ }^\circ\text{C}$ 后空冷。将退火后的棒材经粗加工制成旋弯疲劳试样毛坯, 预留 0.5 mm 加工余量。随后对其进行淬火+低温回火强化热处理, 具体工艺为将试样加热至 $860 \text{ }^\circ\text{C}$, 保温 20 min 后 $60 \text{ }^\circ\text{C}$ 油淬 10 min 和水淬 10 min 双介质淬火, 最后再 $170 \text{ }^\circ\text{C}$ 低温回火 4 h。热处理后将毛坯试样精加工至图 1 最终尺寸。旋弯疲劳试验在 QBWP-6000 J 型旋转弯曲疲劳试验机上开展, 测试参数为应力比 $R = -1$ 、加载频率 30 Hz, 室温空气环境。采用配备能谱仪 (EDS) 的 Zeiss Gemini 300 场发射扫描电镜 (SEM) 系统分析疲劳断口形貌, 重点表征裂纹源区夹杂物的类型及尺寸。

采用 Abaqus 有限元分析软件建立了夹杂物周围的应力场计算模型, 通过 Python 脚本提取断口裂纹源区实际观测到的夹杂物几何形貌坐标数据, 并将其导入有限元模型, 实现了真实形貌夹杂物的二维重构, 且特别关注淬火过程产生的残余应力和外加载荷作用下的局部最大等效应力。该建模方法基于真实夹杂物形貌, 为研究夹杂物导致的应力集中与疲劳断裂的关联机制提供了可靠的模拟计算结果。

2 试验结果与讨论

2.1 ASPEX 检测结果

基于 ASPEX 夹杂物自动扫描电镜系统, 分析了电弧炉如图 2(a1)-(a3)、转炉如图 2(b1)-(b3) 和双真空图 2(c1)-(c3) 三种冶炼工艺轴承钢中大尺寸夹杂物的类型、形貌、尺寸和数量密度等特征。三种

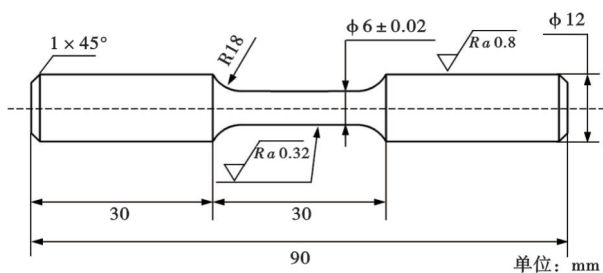


图1 旋转变曲疲劳样品尺寸

Fig. 1 Geometry of specimen employed for rotating bending fatigue test

工艺钢中均存在 MnS、硫氧复合夹杂物及 TiN 三种典型夹杂物。MnS 夹杂物的形貌呈椭圆形，如图 2(a1)-(c1)所示，该特征形貌源于热轧过程中 MnS 沿轧制方向的塑性延伸，其横截面则呈现为较小的等效直径。研究表明，MnS 主要在钢液凝固过程中以氧化物为核心析出，其对轴承钢疲劳性能的影响相对有限^[15]，因此，后续分析将重点关注其他

类型的夹杂物。如图 2(a2)-(c2)显示氧化物夹杂主要以硫氧复合夹杂物形式存在，形貌呈近球形，具有典型的“氧化物核心-硫化物外壳”结构。EDS 能谱成分证实，图 2 中复合夹杂物的核心氧化物均为钙铝酸盐类夹杂，外层硫化物通常为 MnS。TiN 夹杂物在三种工艺中均呈现规则的立方体形貌，如图 2(a3)-(c3)所示。因此，三种冶炼工艺产生的夹杂物类型并没有明显差异。

进一步，通过 ASPEX 统计的各类型夹杂物的尺寸和数量密度进行分析。由图 3 可见，不同工艺钢中夹杂物数量和尺寸差异明显。如图 3(a)所示，不区分夹杂物类型来看，电弧炉钢夹杂物数量密度最大，10 μm 以上的大尺寸夹杂物数量也最多；转炉钢次之；双真空钢夹杂物的尺寸和数量密度都最小，几乎无大尺寸夹杂，且三种工艺钢均以小于 3 μm 的尺寸为主。MnS 夹杂物如图 3(b)在电弧炉钢中数量密度最高，转炉钢明显减少，而双真空钢中尺寸

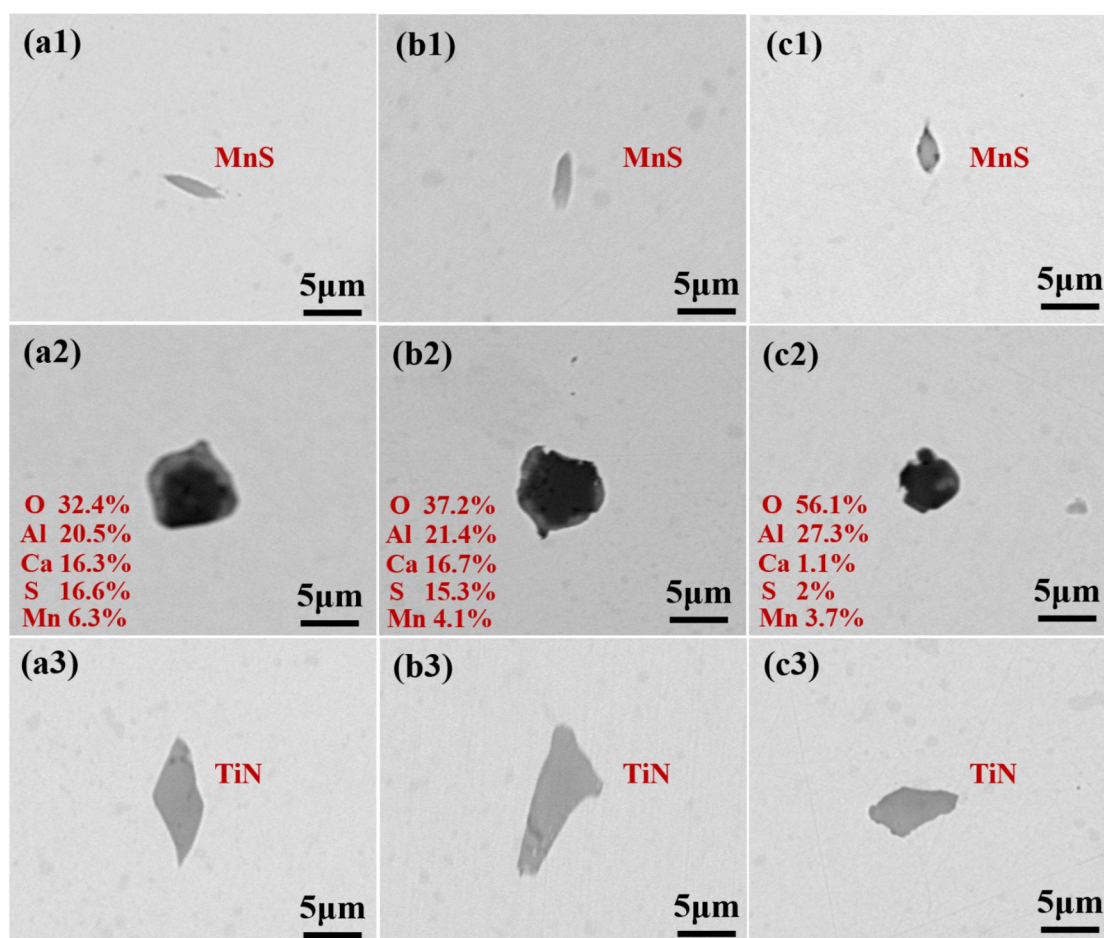


图2 电弧炉(a1-a3)、转炉(b1-b3)和双真空(c1-c3)工艺的钢中夹杂物 ASPEX 分析;(a1-c1)MnS 夹杂物;(a2-c2)钙铝酸盐类复合夹杂物;(a3-c3)TiN 夹杂物。

Fig. 2 ASPEX analysis of inclusions in steel processed by electric arc furnace (a1-a3), converter (b1-b3) and double vacuum (c1-c3) processes; (a1-c1)MnS inclusions; (a2-c2) calcium aluminates composite inclusions; (a3-c3) TiN inclusions

大于 $3\ \mu\text{m}$ 的 MnS 夹杂物仅有极少量。电弧炉钢和转炉钢中的复合夹杂物如图 3(c) 数量密度接近, 双真空仍然是最少的。TiN 如图 3(d) 在电弧炉钢中数量最多且分布广, 转炉次之, 双真空钢最少。整体表明, 电弧炉钢洁净度水平最低, 转炉居中, 双真空钢洁净度最佳。

2.2 疲劳断口结果

对电弧炉、转炉及双真空三种冶炼工艺制备的 GCr15 轴承钢分别进行了旋弯疲劳试验, 结果表明, 三种工艺试样均观察到夹杂物引起的疲劳失效现象。通过断口 SEM 分析还发现, 所有夹杂物导致的疲劳断口均呈现典型的三个特征区域: 裂纹源区、裂纹扩展区以及瞬断区如图 4(a) 所示。值得注意的是, 裂纹源区普遍呈现明显的“鱼眼”形貌特征如图 4(b) 所示, 其中心位置均存在尺寸较大的非金属夹杂物, 这证实了疲劳裂纹主要由夹杂物诱发萌生, 如图 4(c1) 所示。另外, 在夹杂物周围可见明显的颗粒状亮面(GBF)区域, 表明裂纹在此区域缓慢稳定扩展。为深入探究夹杂物诱发疲劳失效的机制, 对三种工艺疲劳试样断口的裂纹源区进行了系

统的形貌观察与统计分析。结合 EDS 结果表明, 诱发裂纹萌生的夹杂物主要为两类: 复合夹杂物和 TiN 夹杂物(图 4 和图 5)。导致疲劳断裂的多数为钙铝酸盐类复合夹杂物, 呈现为典型的核壳结构, 即以氧化物为核心, 外层包裹硫化物壳。断口形貌分析显示, 复合夹杂物多数以剥落形式诱发失效, 即在匹配断口上形成互补特征: 一侧残留完整夹杂物, 另一侧对应位置则形成规则的圆形凹坑如图 4(c1)、图(c2)所示, 表明复合夹杂物在断裂过程中裂纹优先沿夹杂物与基体的界面萌生, 并最终导致夹杂物整体脱落。前期研究^[14]已阐明该现象的成因机理: 由于硫化物层包裹的不均匀, 导致复合夹杂物在包裹层较薄区域产生显著的应力集中, 当局部应力超过基体屈服强度时, 将在界面处诱发微孔洞形核, 进而促进夹杂物与基体的界面分离。这一机制很好地解释了复合夹杂物通过界面剥离诱发疲劳失效的普遍现象。

相比之下, TiN 夹杂物表现出截然不同的失效特征, 如图 5 所示, TiN 夹杂物呈现规则的方形形貌, 且具有明显的棱角。断口分析表明, TiN 夹杂物引

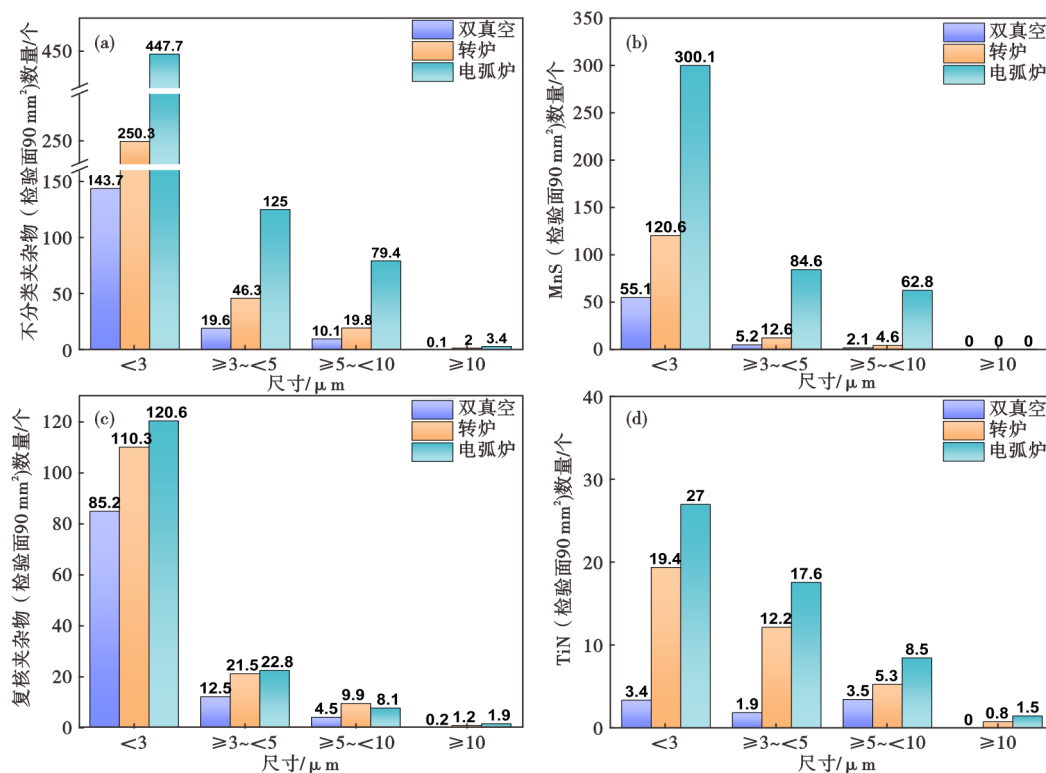


图3 通过 ASPEX 自动扫描技术, 检测统计电弧炉、转炉和双真空三种不同冶炼工艺的轴承钢中各类型夹杂物的数量密度(单位: 个/ $90\ \text{mm}^2$): (a) 不区分夹杂物的类型; (b) MnS 夹杂物; (c) 硫氧复合夹杂物; (d) TiN 夹杂物。

Fig. 3 Quantity density of various inclusions (unit: pcs/ $90\ \text{mm}^2$) in bearing steel produced by three different smelting processes (EAF, BOF, and VIM+VAM) detected and counted via ASPEX automatic scanning technology: (a) total quantity density without distinguishing inclusion types; (b) MnS inclusions; (c) sulfur-oxygen complex inclusions; (d) TiN inclusions.

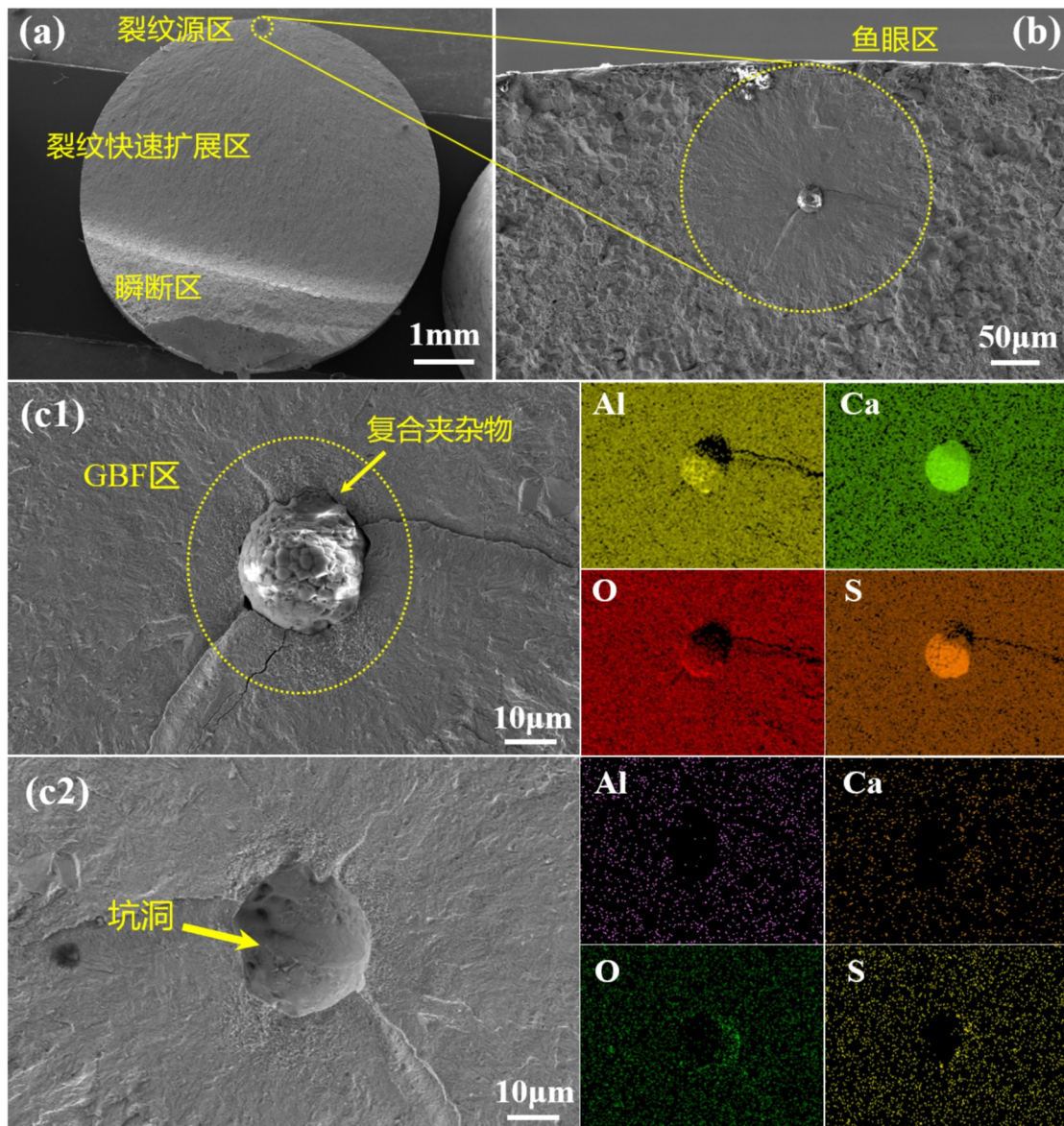


图4 复合夹杂物导致的失效断裂($\sigma = 924\text{MPa}$, $N_f = 6.40 \times 10^6$): (a) 典型疲劳断口三区域形貌(裂纹源区、扩展区、瞬断区); (b) 裂纹源区“鱼眼”特征及中心处复合夹杂物; 复合夹杂物剥落失效特征: 一侧残留完整夹杂物(c1), 另一侧形成对应圆坑(c2), 表明裂纹优先沿夹杂物与基体的界面萌生。

Fig. 4 Failure fracture induced by a complex inclusion ($\sigma = 924\text{MPa}$, $N_f = 6.40 \times 10^6$): (a) typical three-zone morphology of a fatigue fracture surface (crack initiation region, propagation region, and final fracture region); (b) “fish-eye” feature at the crack source region with a complex inclusion at the center; (c1) Residual inclusion on one side and (c2) corresponding cavity on the opposite side, indicating crack initiation along the inclusion/matrix interface.

起的疲劳断裂不存在剥落特征,而是匹配断口面上均保留对称的夹杂物形貌如图5(a)(b)所示,这种对称性特征表明,疲劳裂纹倾向于沿TiN夹杂物内部萌生,最终导致夹杂物自身断裂而非从基体中脱落。该失效模式极可能是由于局部最大应力集中在TiN夹杂物内部,而不是产生在其与钢基体的界面上。后续的有限元模拟结果也证实了这一推测。

以上夹杂物的断裂模式与冶炼工艺关系不大,但不同冶炼工艺制备的轴承钢中诱发失效的夹杂物类型及其导致的疲劳频率显著不同。通过对三种工艺疲劳试样断口的统计发现,并分别统计三种工艺试样断口的裂纹源中心夹杂物的类型和尺寸,结果见表2。其中,电弧炉工艺中,复合夹杂物诱发的疲劳失效占比100%,且全部是钙铝酸盐类复合夹杂物,其尺寸范围为14.8~35.9 μm ,不论是占比还

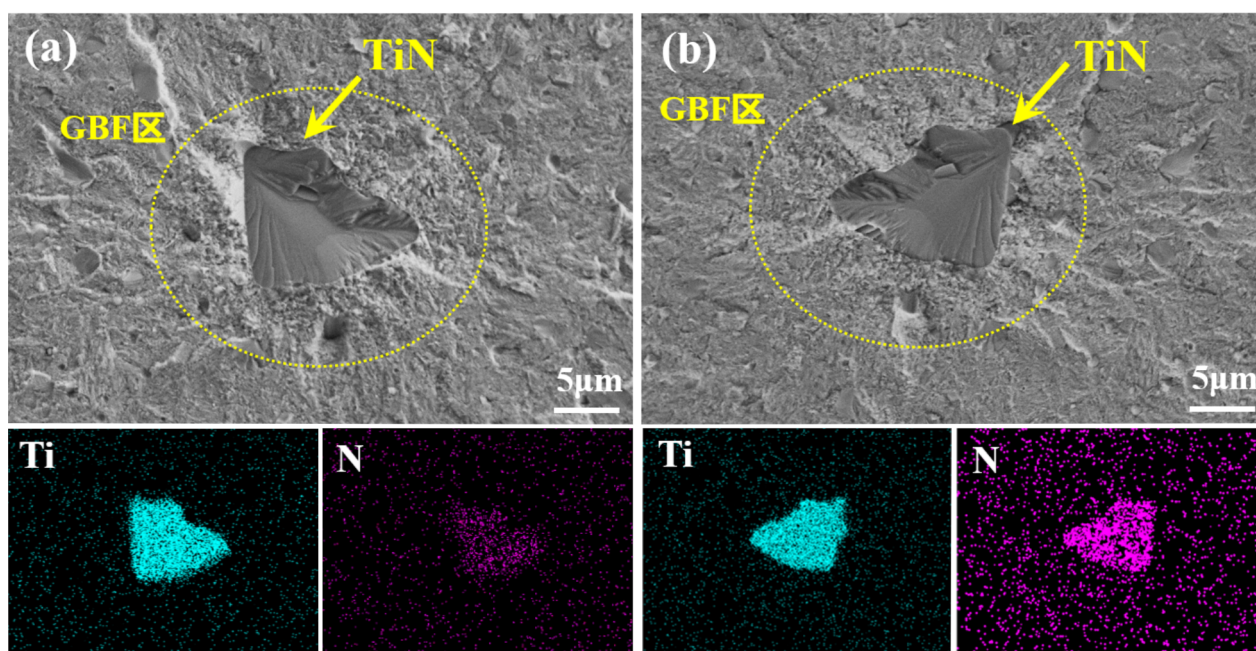


图5 TiN夹杂物导致的失效断裂 ($\sigma = 1170\text{MPa}$, $N_f = 5.28 \times 10^6$): (a) 和 (b)显示TiN夹杂物对称断裂特征:两个断口面均保留TiN几何轮廓,表明裂纹从其内部萌生。

Fig. 5 Failure fracture induced by a TiN inclusion ($\sigma = 1170\text{MPa}$, $N_f = 5.28 \times 10^6$): (a, b) symmetrical fracture characteristics with preserved TiN geometry on both fracture surfaces, indicating crack initiation from inside TiN inclusion.

是尺寸都远远大于其余两种工艺,且未见TiN夹杂物诱发断裂。转炉钢表现出过渡特征,失效夹杂物仍以复合夹杂物为主,但TiN夹杂物诱发的失效被观察到,占比约9%,同时,首次观察到尖晶石类复合夹杂物,这可能与耐火材料的侵蚀有关。而双真空工艺由于控氧能力更好和稳定,因此,由复合夹杂物诱发的失效仅占比20%,尺寸范围也减小到9.6~12.7 μm ,且未发现尖晶石类复合夹杂物,其余75%均由TiN夹杂物导致失效。这表明,双真空工艺在控制复合夹杂物方面效果显著,但TiN夹杂物控制仍是关键问题。因此,随着洁净度升高,钢中复合夹杂物的尺寸进一步减小,使得TiN夹杂物诱发的疲劳失效开始成为主要致裂源。

表2 三种冶炼工艺 GCr15 轴承钢中导致失效的夹杂物类型,数量和尺寸范围

Table 2 Types, quantities, and size ranges of inclusions responsible for failures in GCr15 bearing steels produced by three different smelting processes

| 冶炼工艺 | 总数/个 | 复合夹杂物 | | TiN夹杂物 | |
|------|------|-------|-------------------|--------|-------------------|
| | | 占比/% | 尺寸/ μm | 占比/% | 尺寸/ μm |
| 电弧炉 | 13 | 100 | 14.8~35.9 | 0 | - |
| 转炉 | 11 | 91 | 12.3~26.7 | 9 | 9.4 |
| 双真空 | 17 | 25 | 9.6~12.7 | 75 | 7.8~11.3 |

2.3 夹杂物导致疲劳失效加速的三个原因

上述对三种冶炼工艺疲劳试样断口的系统分析表明,不同工艺条件下夹杂物对轴承钢疲劳性能的影响差异显著。同时,断口分析还揭示了三类加速轴承钢疲劳失效的关键因素:尖晶石类夹杂物较钙铝酸盐类危害更大;TiN夹杂物尖锐棱角导致更强的应力集中;近表面夹杂物因处于高应力区显著缩短疲劳寿命。上述三类因素分别对应夹杂物的类型、形貌和分布,基于此,进一步探讨其与冶炼工艺之间的关系及其对轴承钢疲劳性能的作用机制。

2.3.1 尖晶石类复合夹杂物

除了在转炉工艺断口上发现少量尖晶石类复合夹杂物导致的断裂,其余工艺均由钙铝酸盐类复合夹杂物导致失效。为定量评估这两类夹杂物对疲劳失效的影响程度,采用裂纹源区的应力强度因子 K 作为衡量指标,综合考虑了外加载荷与裂纹源的尺寸,可以衡量夹杂物对轴承钢疲劳断裂的影响能力,如式(1)。

$$K = 0.5 \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \sqrt{area}} \quad (1)$$

式中, K 为应力强度因子, $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$; σ 为外加载荷, MPa ; \sqrt{area} 为裂纹源的尺寸, m 。夹杂物在裂纹源区的投影面积 $area$ 的平方根被视为裂纹初始尺寸,如图6(a)和图6(b)所示,分别对应转炉钢中引发失

效的两种复合夹杂物:尖晶石夹杂与钙铝酸盐夹杂。两者的投影面积分别为 353、348 μm^2 ,几乎相等,在相同的外加载荷(最大主应力为 1 000 MPa)下,得到应力强度因子均为 $3.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。然而这两者的疲劳失效寿命差异显著:尖晶石夹杂引起的失效寿命仅为 2.86×10^6 周次,而钙铝酸盐夹杂对应的寿命为 9.41×10^6 周次,约是前者的 3.3 倍。结果表明,即使在近似尺寸与相同加载条件下,尖晶石类复合夹杂物的危害也远远大于钙铝酸盐类复合夹杂物。

为了深入理解这一现象的内在机制,采用 Abaqus 软件进行了系统的数值模拟分析。图 6 断口分析发现,尖晶石类夹杂物为椭圆形貌,而钙铝酸盐类为圆形。建立与断口裂纹源中心同等尺寸的夹杂物数值模型,并导入软件中,同时建立尺寸为 $150 \mu\text{m}\times 150 \mu\text{m}$ 的方形钢基体,外加应力为 1 000 MPa 作为模拟压应力,为了避免夹杂物附近应力场的结果受到钢基体方形边界影响,将其置于钢基体的中心。模拟所需用到的夹杂物与钢基体的力学性能与热膨胀系数见表 3,模拟结果如图 7 所示。在淬火过程中,疲劳试样从 $860 \text{ }^\circ\text{C}$ 冷却至室温 $25 \text{ }^\circ\text{C}$,温差 ΔT 达到 $835 \text{ }^\circ\text{C}$ 。根据淬火实验温度的变化设置模拟温差参数,获得夹杂物与基体界面

处残余应力的有限元结果如图 7(a1)和图(b1)所示。

表 3 夹杂物和钢基体的力学性能及热膨胀系数
Table 3 Mechanical properties and thermal expansion of the inclusions and steel matrix.

| 夹杂物/基体 | 杨氏模量(E)/GPa | 泊松比 ν | 线性热膨胀系数, $\alpha(10^{-6})/^\circ\text{C}$ |
|---------|-------------|-----------|---|
| 钙铝酸盐 | 180 | 0.23 | 6.0 |
| 尖晶石 | 300 | 0.26 | 8.5 |
| TiN | 320 | 0.22 | 9.4 |
| GCr15 钢 | 201 | 0.32 | 12.5 |

尖晶石夹杂物如图 7(a1)产生约 558 MPa 的残余应力,比钙铝酸盐类夹杂物如图 7(b1)产生的 792 MPa 残余应力更低,这是由于热膨胀系数尖晶石类夹杂物与钢基体更为接近。当外加 1 000 MPa 载荷后,尖晶石与钙铝酸盐类夹杂物产生的最大等效应力均集中在夹杂物与钢基体的界面,且尖晶石的最大等效应力仅为 1 466 MPa,而钙铝酸盐为 1 791 MPa。而先前的研究表明,钢基体的屈服强度为 1 643 MPa^[14],当应力集中值超过此屈服强度则会萌生微裂纹,最终诱发疲劳失效。因此,钙铝酸盐类夹杂物会沿着界面萌生裂纹,并导致剥落失效,而尖晶石类夹杂物界面应力不大于钢基体的屈

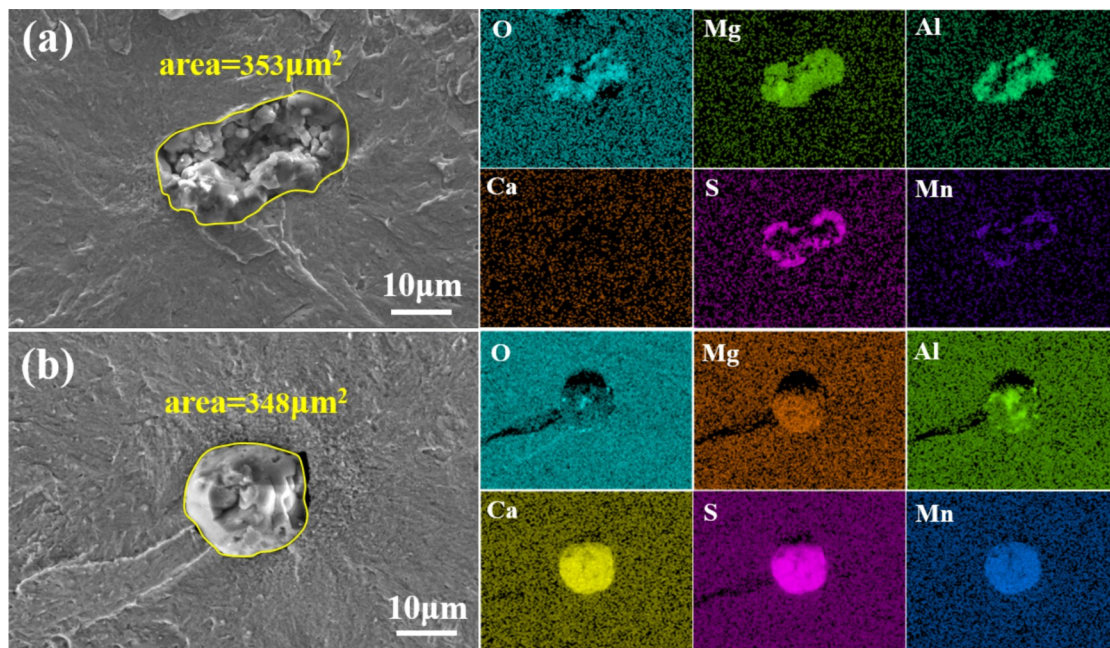


图 6 尖晶石类和钙铝酸盐类复合夹杂物导致的疲劳失效;(a) 尖晶石复合夹杂物引发的疲劳裂纹源区($\sigma = 1\,000 \text{ MPa}$, $N_f = 2.86 \times 10^6$);(b) 钙铝酸盐复合夹杂物引发的疲劳裂纹源区($\sigma = 1\,000 \text{ MPa}$, $N_f = 9.41 \times 10^6$)。
Fig. 6 Fatigue failure induced by spinel and calcium aluminate complex inclusions: (a) crack initiation by a spinel inclusion ($\sigma = 1\,000 \text{ MPa}$, $N_f = 2.86 \times 10^6$); (b) crack induced by a calcium aluminate inclusion ($\sigma = 1\,000 \text{ MPa}$, $N_f = 9.41 \times 10^6$).

服强度,因此,没有观察到剥落的现象。断口上观察到尖晶石类夹杂物是从自身开裂诱发的失效,模拟结果表明,其内部应力为 1 199 MPa,推测由于该类夹杂物的生成通常会将大尺寸的氧化铝进行分解,形成分散且团簇的小尺寸尖晶石类夹杂物^[16],故更容易诱发自身开裂导致轴承钢失效。这一发现表明,传统的基于夹杂物尺寸的疲劳评估方法存在明显不足。在实际工程应用中,应当综合考虑夹杂物的类型,建立更为准确的疲劳损伤评价体系。

2.3.2 尖锐 TiN 夹杂物及其应力场模拟

图 8 中 SEM 观察发现,在 1 085 MPa 外加应力水平下,具有平缓棱角过渡的立方体 TiN 夹杂物如图 8(a)对应的试样表现出优异的疲劳性能,其疲劳寿命达到 5.48×10^6 周次。然而,当应力水平在 1 113 MPa 时,由于 TiN 夹杂物存在明显的棱边锐化现象如图 8(b),试样的疲劳寿命急剧下降至 7.35×10^5 周次,降幅接近一个数量级。通过这两者的应力强度因子发现,棱角平缓与尖锐的 TiN 夹杂物分别

为 2.5、2.4 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。因此,在应力强度因子几乎相同的情况下,疲劳性能的显著差异充分证明了夹杂物几何形貌的重要影响。

同样的,对该现象也采用 Abaqus 软件进行了系统的数值模拟分析。为了对比 TiN 形貌对应力集中的影响,提取图 8 中 TiN 夹杂物的真实坐标并导入模型中,其余模拟参数的设置与 2.3.1 节中一致。模拟所需用到的夹杂物与钢基体的力学性能与热膨胀系数见表 3,模拟结果如图 9 所示。在淬火过程中,疲劳试样也从 860 $^{\circ}\text{C}$ 冷却至室温 25 $^{\circ}\text{C}$,因此,模拟温差参数也与 2.3.1 节中一致,获得界面处残余应力的有限元结果如图 9(a1)(b1)所示。具有尖锐棱角的 TiN 夹杂物如图 8(b)会在尖角处产生高达 1 048 MPa 的残余应力,这一数值较棱角平缓的 TiN 如图 8(a)产生的 729 MPa 残余应力提高了 44%。当外加 1 000 MPa 载荷后,最终使得最大等效应力集中在尖锐棱角区域,如图 9(a2)和图(b2),且棱角尖锐的 TiN 夹杂物最大等效应力明显高于棱角平缓的

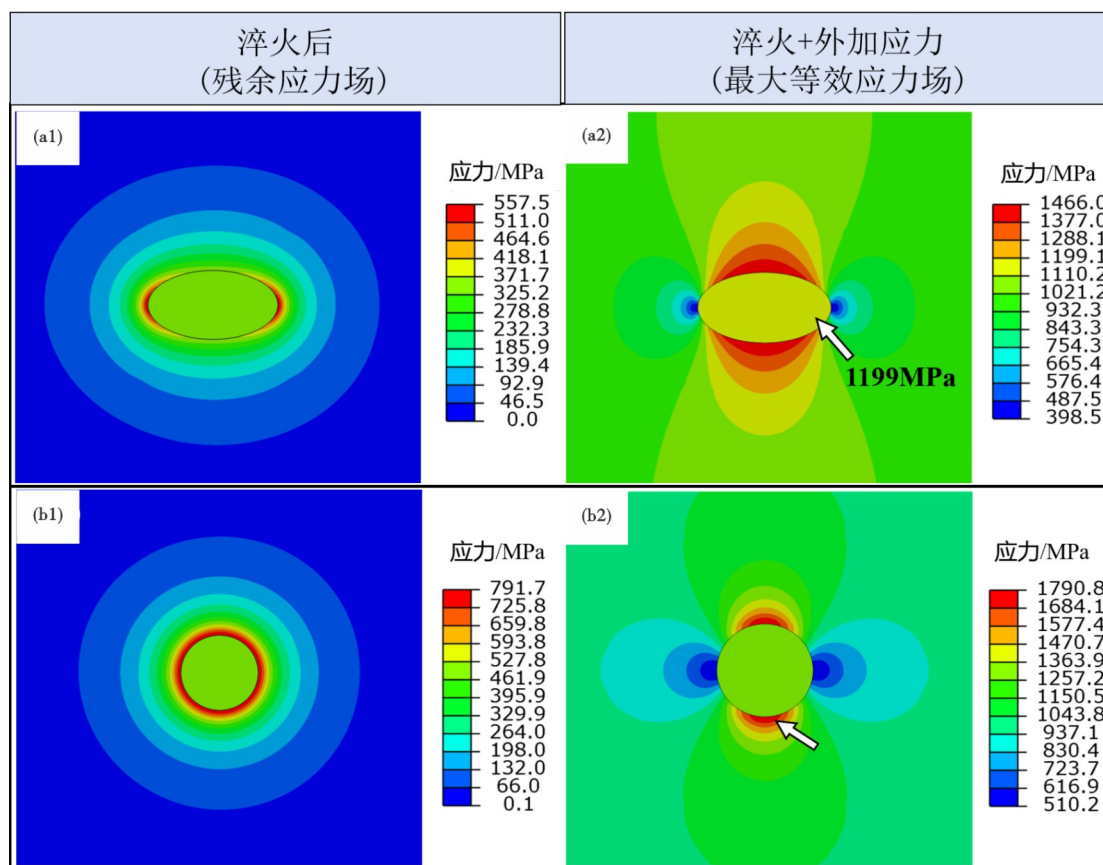


图 7 (a)尖晶石类和(b)钙铝酸盐类夹杂物应力场有限元模拟结果:(a1)和(b1)分别为夹杂物淬火产生的残余应力;(a2)和(b2)分别为上述两种夹杂物在外加载荷后周围产生的等效应力。

Fig. 7 Finite element simulation of stress fields for (a) spinel inclusion and (b) calcium aluminate inclusions; (a1) and (b1) represent the residual stresses generated after quenching, while (a2) and (b2) show the equivalent stresses generated around the inclusions under applied loading.

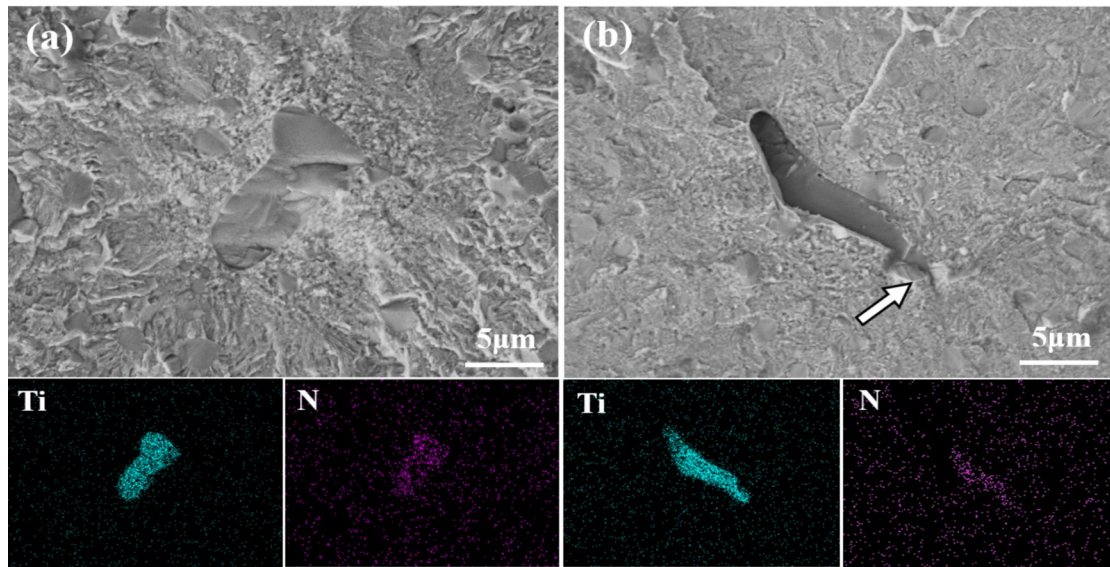


图 8 裂纹源区方形 TiN 夹杂物：(a) 棱角相对平缓，($\sigma = 1\ 085\ \text{MPa}$, $N_f = 5.48 \times 10^6$)；(b) 棱角尖锐，($\sigma = 1\ 113\ \text{MPa}$, $N_f = 7.35 \times 10^5$)。

Fig. 8 Square TiN inclusions at the crack origin: (a) blunt corners, with a fatigue life of 5.48×10^6 cycles under a stress amplitude of $1\ 085\ \text{MPa}$; (b) sharp corners, with a fatigue life of 7.35×10^5 cycles under $1\ 113\ \text{MPa}$.

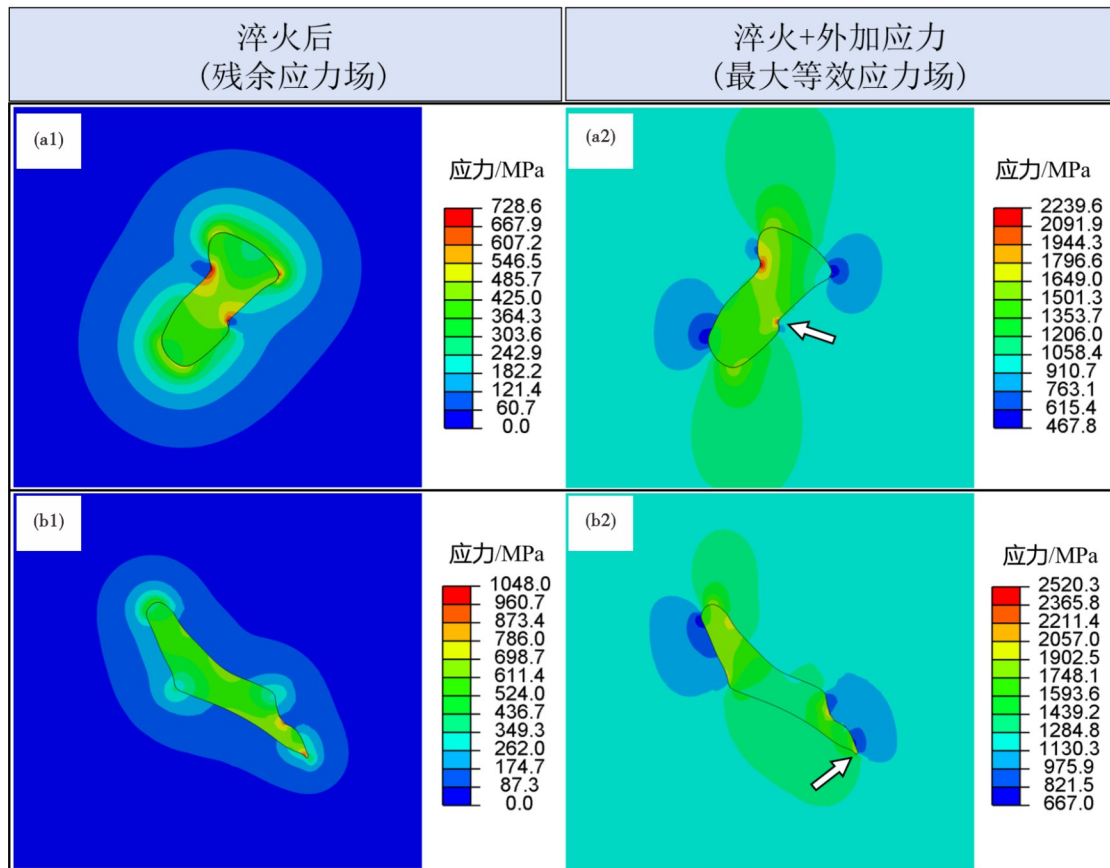


图 9 TiN 夹杂物应力场有限元模拟结果：(a1)和(b1)分别为图 8 (a)和(b)中 TiN 夹杂物淬火产生的残余应力；(a2)和(b2)分别为上述两种 TiN 夹杂物在外加载荷后周围产生的等效应力，其中最大等效应力位于 TiN 内部(箭头处)。

Fig. 9 Finite element simulation of stress fields around TiN inclusions: (a1) and (b1) residual stresses induced by quenching for TiN inclusions in Figs. 8a and 8b, respectively; (a2) and (b2) equivalent stresses around the inclusions under external loading, showing the maximum stress located inside the TiN inclusion (arrows).

TiN 夹杂物。特别值得注意的是,两者的模拟结果均证实最大等效应力出现在 TiN 夹杂物内部,这很好地解释了实验中观察到的夹杂物自身开裂现象。这种由尖锐棱角导致的高应力集中效应,正是造成试样疲劳寿命急剧下降的根本原因。这一现象揭示了夹杂物几何特征对疲劳裂纹萌生行为的显著影响:尖锐的棱角会引发更严重的应力集中,促进裂纹早期形核;而平缓的棱角过渡则有利于降低应力集中程度,延缓裂纹萌生。以上研究结果表明,在高强钢的疲劳性能优化中,不仅需要控制夹杂物的尺寸和类型,还应重点关注夹杂物的形貌特征,特别是要避免具有尖锐棱角特征的硬质夹杂物的存在。

2.3.3 试样近表面夹杂物

本研究除了观察到常规的内部夹杂物诱导的“鱼眼型”疲劳失效外,还发现了两种特殊的近表面夹杂物致疲劳断裂案例。如图 10(a)和图(b)所示,这两例失效分别出现在双真空工艺钢和电弧炉工艺钢试样中,其共同特征是夹杂物几何中心均位于距表面 $10\ \mu\text{m}$ 以内的近表面区域。由于旋弯疲劳试验

中试样边缘承受最大应力,这些近表面夹杂物所处的应力幅值显著高于内部区域,因而更易成为导致轴承钢早期失效的裂纹源,疲劳寿命均小于 10^5 周次。断口分析还显示,这两例近表面夹杂物诱导的裂纹区均未出现典型的 GBF 区域。这种异常现象可能与近表面区域较高的应力有关,由于旋转弯曲疲劳试验中,试样边缘受到的应力最大,中心应力最小。因此,处于近表面的夹杂物会导致裂纹萌生阶段快速结束,来不及形成稳定的 GBF 组织特征,从而引发过早失效。值得注意的是,这类近表面夹杂物的分布特征与冶炼工艺无直接关联,也与夹杂物类型无关。这一发现具有重要的工程意义:单纯依靠冶炼工艺优化并不能完全消除轴承钢早期疲劳失效风险。为此,建议在材料质量控制中采取以下改进措施:1)加强材料近表层(特别是表面以下 $10\ \mu\text{m}$ 范围内)的质量控制;2)引入高精度无损检测技术,重点排查该区域的潜在危险大尺寸夹杂物。这些措施将有效提升轴承钢制品的整体疲劳可靠性。

综上,这三方面因素分别代表夹杂物的类型、

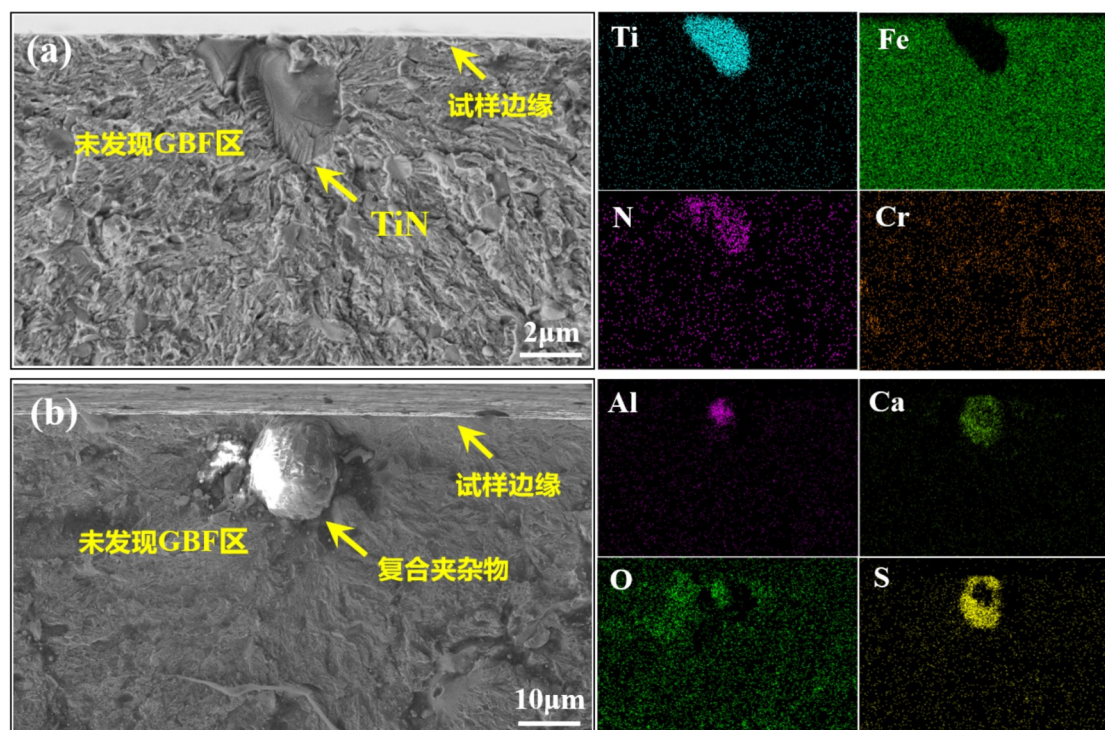


图 10 近表面(距表面 $<10\ \mu\text{m}$)夹杂物诱导的裂纹起源 (a) 双真空工艺钢 TiN 夹杂物引发的裂纹源 ($\sigma = 1\ 226\ \text{MPa}$, $N_f = 1.62 \times 10^4$); (b) 电弧炉工艺钢复合夹杂物引发的裂纹源 ($\sigma = 1\ 028\ \text{MPa}$, $N_f = 1.40 \times 10^4$)。两者均未形成典型 GBF 区域,表明裂纹快速萌生并扩展,导致过早失效。

Fig. 10 Near-surface ($<10\ \mu\text{m}$ from the surface) inclusion-induced cracks: (a) TiN inclusion in the VIM+VAR steel, ($\sigma = 1\ 226\ \text{MPa}$, $N_f = 1.62 \times 10^4$); (b) composite inclusion in the EAF steel, ($\sigma = 1\ 028\ \text{MPa}$, $N_f = 1.40 \times 10^4$). No typical GBF area was observed, indicating rapid crack initiation and propagation leading to premature failure.

形貌以及分布的三个维度特征,且与冶炼工艺的关联性存在差异:尖晶石类复合夹杂物的形成可能与转炉工艺中耐火材料的侵蚀有关,TiN的形貌特征可通过优化冶炼参数进行调控,比如增加以TiN为形核点的MnS的数量,从而通过包裹硫化物层降低尖锐角的应力集中效应,而夹杂物的位置分布则是一个与冶炼工艺无关的共性问题,需要加强试样近表层的无损检测。因此,这些发现为优化生产工艺指明了方向,揭示了影响轴承钢疲劳性能的关键因素,另外也为后续建立更完善的轴承钢疲劳寿命预测模型提供了重要依据。

3 结论

通过对比电弧炉+精炼(EAF-VD)、转炉+精炼(BOF-LF-RH)和双真空(VIM+VAR)三种冶炼工艺制备的GCr15轴承钢,系统分析了夹杂物类型、形貌与分布对疲劳性能的影响,主要结论如下:

1) ASPEX分析表明,钢中主要夹杂物为MnS、硫氧复合夹杂物和TiN,其中双真空钢的洁净度在三种类型的夹杂物控制方面都最优,洁净度最高。电弧炉钢最差,且由于控硫能力一般,MnS夹杂物的尺寸和数量都远比转炉钢高,在复合夹杂物和TiN

控制方面,电弧炉钢和转炉钢近似。

2) 疲劳断口分析证实,MnS不会直接引发失效,复合夹杂物和TiN才是导致疲劳裂纹萌生的主要因素。其中,电弧炉钢的失效完全源于钙铝酸盐类复合夹杂物;转炉钢的失效仍以复合夹杂物为主91%,且包含有个别尖晶石类复合夹杂物,TiN引发的失效仅占9%;而双真空钢中TiN导致的失效则提高至75%,表明随着洁净度提升后,TiN成为关键危害因素。

3) 复合夹杂物中,尖晶石类相较钙铝酸盐类夹杂物会导致疲劳寿命显著降低。TiN的几何形貌对疲劳性能影响显著,棱角越尖锐的TiN其疲劳损伤性越高。当夹杂物位于试样近表面时,无论其类型如何,均会显著加速疲劳裂纹萌生,导致轴承钢的早期失效。

4) 对于电弧炉和转炉工艺,应重点控制复合夹杂物的化学成分与尺寸,尤其要抑制尖晶石类复合夹杂物的形成。对于双真空工艺,应严格控制TiN夹杂物的尺寸,并关注其尖锐棱角形貌带来的应力集中效应。此外,对于所有工艺制备的轴承钢,均需关注近表面大尺寸夹杂物的无损检测,以防其显著降低疲劳性能。

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.
- [2] Bhadeshia H K D H. Steels for bearings[J]. Progress in Materials Science, 2012, 57(2): 268-435.
- [3] 刘吉刚,许晓红. 以抗疲劳性能提升为目标的高碳轴承钢质量改善[J]. 中国冶金, 2020, 30(9): 75-82.
- [4] Wang P, Xu Z K, Zhang P, et al. The highest fatigue strength for steels[J]. Acta Materialia, 2025, 289: 120888.
- [5] Fu H W, Rydel J J, Gola A M, et al. The relationship between 100Cr6 steelmaking, inclusion microstructure and rolling contact fatigue performance[J]. International Journal of Fatigue, 2019, 129: 104899.
- [6] 刘焯,桂煜琳,尹青,等. 机器人谐波减速机柔性轴承用钢的超高旋转弯曲疲劳强度的研究[J]. 特殊钢, 2024, 45(3): 105-113.
- [7] 曹文全,俞峰,王存宇,等. 高端装备用轴承钢冶金质量性能现状及未来发展方向[J]. 特殊钢, 2021, 42(1): 1-10.
- [8] Zeng Q, Hui W J, Zhang Y J, et al. Very high-cycle fatigue performance of high carbon-chromium bearing steels with different metallurgical qualities[J]. International Journal of Fatigue, 2023, 172: 107632.
- [9] 陈峰,汪峥,童忆,等. 各类型夹杂物对轴承钢疲劳失效的作用与评价[J]. 中国冶金, 2024, 34(9): 103-112.
- [10] Zhang J G, Wang Y Q, Zhang C, et al. Residual stress induced granular bright facets around inclusions in high-strength steels under high-cycle fatigue[J]. International Journal of Fatigue, 2025, 190: 108623.
- [11] Cao Z X, Shi Z Y, Liang B, et al. Melting route effects on the rotary bending fatigue and rolling contact fatigue properties of high carbon bearing steel SAE52100[J]. International Journal of Fatigue, 2020, 140: 105854.
- [12] Wang P, Wang B, Liu Y, et al. Effects of inclusion types on the high-cycle fatigue properties of high-strength steel[J]. Scripta Materialia, 2022, 206: 114232.
- [13] 孙飞龙,耿克,俞峰,等. 超洁净轴承钢中夹杂物与滚动接触疲劳寿命的关系[J]. 金属学报, 2020, 56(5): 693-703.
- [14] Wang Z, Chen F, Yin Q, et al. Complex-inclusion induced fracture mechanism of ultraclean 100Cr6 bearing steel under high cycle fatigue test[J]. International Journal of Fatigue, 2024, 184: 108310.
- [15] 张学伟,张立峰,杨文,等. 凝固过程重轨钢中MnS粒子形核与长大动力学分析[J]. 钢铁研究学报, 2017, 29(9): 724-731.
- [16] 储焰平,湛智勇,刘南,等. 高速重轨钢中尖晶石夹杂物的形成及控制[J]. 钢铁, 2020, 55(1): 38-46+55.