引用格式:杨平,贺自强,谢孝昌,等.真空渗碳9310齿轮钢的旋弯疲劳行为[J].材料工程,2026,54(5):254-263.
YANG Ping,HE Ziqiang,XIE Xiaochang,et al.Rotating bending fatigue behavior of 9310 vacuum carburized gear steel[J].Journal of Materials Engineering,2026,54(5):254-263.

真空渗碳9310齿轮钢的旋弯疲劳行为

杨 平,贺自强*,谢孝昌,杨泽南,付 波
(中国航发北京航空材料研究院,北京 100095)

摘要:通过真空渗碳热处理研究9310钢的旋弯疲劳行为,分析其金相显微组织和断口形貌,表征渗碳层硬度梯度、表面粗糙度、残余应力分布及夹杂物尺寸。基于Murakami三维缺陷模型,建立渗碳层硬度-残余应力-夹杂物尺寸-表面粗糙度耦合的疲劳极限预测方法,揭示提高真空渗碳试样疲劳性能的有效途径。结果表明:真空渗碳热处理后,150 ℃和180 ℃回火试样渗碳层内碳化物弥散分布,且马氏体组织均匀、细小,无氧化脱碳,裂纹主要起源于非金属夹杂物。150 ℃回火试样表面硬度较高,达到755HV,有效硬化层深度(d)1.20 mm,残余压应力峰值465 MPa。150 ℃和180 ℃回火试样疲劳极限预测值分别为1275 MPa和1260 MPa,与实测值(1282 MPa和1242 MPa)偏差分别为0.5%和1.4%,表明该疲劳极限预测方法在渗碳钢材料中有极高的适用性。提高真空渗碳试样疲劳性能的途径为:减小夹杂物尺寸、提高渗碳层硬度和残余压应力、降低表面粗糙度。

关键词:9310钢;真空渗碳;旋转弯曲疲劳;夹杂物
doi:10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000884 **CSTR**:32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000884
中图分类号:TB31 **文献标识码**:A **文章编号**:1001-4381(2026)05-0254-10

Rotating bending fatigue behavior of 9310 vacuum carburized gear steel

YANG Ping,HE Ziqiang*,XIE Xiaochang,YANG Zenan,FU Bo
(AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials,Beijing 100095,China)

Abstract: The rotating bending fatigue behavior of 9310 steel by vacuum carburization heat treatment is studied, the microstructure and fracture morphology are analyzed. The hardness gradient, surface roughness, residual stress distribution, and inclusion size in the carburized layer are characterized. Based on the Murakami three-dimensional defect model, a fatigue limit prediction method coupling carburized layer hardness, residual stress, inclusion size, and surface roughness is established, thereby revealing effective approaches to enhance the fatigue performance of vacuum carburized specimens. The results show that after vacuum carburizing heat treatment, the carburized layers of specimens tempered at 150 ℃ and 180 ℃ exhibit a dispersed distribution of carbides and uniform, fine martensite, with no oxidation or decarburization on the surface. Cracks mainly originate from non-metallic inclusions. Among them, the specimen tempered at 150 ℃ possesses a higher surface hardness of 755HV, an effective hardened layer depth (d) of 1.20 mm, and a peak residual compressive stress of 465 MPa. Cracks primarily initiate from non-metallic inclusions. The predicted fatigue limits for specimens tempered at 150 ℃ and 180 ℃ are 1275 MPa and 1260 MPa, respectively, which deviate from the measured values(1282 MPa and 1242 MPa) by only 0.5% and 1.4%, indicating that this prediction method exhibits excellent applicability to carburized steel materials. The effective approaches to improve the fatigue performance of vacuum carburized specimens include reducing inclusion size, increasing carburized layer hardness and residual compressive stress, and lowering surface roughness.

Key words: 9310 steel; vacuum carburizing; rotating bending fatigue; inclusion

航空齿轮作为动力传输系统的核心部件，其服役过程需要承受包括弯曲、剪切、滚动接触以及摩擦等各类循环应力影响，因此，齿轮钢必须具备优异的综合性能。9310 渗碳钢凭借优异的强韧性匹配及工艺稳定性，在航空齿轮领域占据重要地位[1]。其疲劳性能一直是人们关注的重点。然而，传统渗碳工艺存在氧化脱碳、晶界腐蚀等缺陷[2-4]，严重制约了材料疲劳性能的提升。真空渗碳技术通过真空环境下的精准控碳，可有效避免表面缺陷形成。渗碳和表面强化可显著提升 9310 齿轮钢的疲劳强度，因此，寻找优化的工艺成为研究的一个重点。王立松[5]的研究结果表明，碳势维持在 0.98%，可以获得理想硬化层，然而气体渗碳易产生氧化脱碳，导致硬度梯度恶化。黄帅等[6]的研究指出，尽管渗碳工艺能够提高疲劳性能，但是随着渗碳处理时间的延长，残余奥氏体的含量增加，硬度相应降低，从而导致疲劳性能下降；且发现有效渗碳层的面积与横截面的面积比为 0.56 时，可以获得较高的弯曲疲劳性能。Shin 等[3]证实，离子渗碳试样较气体渗碳试样疲劳寿命提升 2.1 倍，这归因于残余压应力提升和晶界内氧化抑制。值得注意的是，残余压应力能够有效抵抗外部施加的应力，从而显著提高材料的疲劳性能。这些研究表明，渗碳工艺与疲劳性能间存在强关联性，但针对真空渗碳工艺疲劳性能的研究尚待深入。

疲劳失效机理研究方面，Manigandan 等[7]对调质态的 9310 钢进行了轴向应力疲劳研究，其中，应力比为 0.1 和－1.0 的周期性拉伸和压缩载荷下，其疲劳极限分别达到了 800 MPa 和 400 MPa，疲劳裂纹多源于内部孔洞。周红伟等[8]对 1100 MPa 级别的高强钢疲劳研究发现，裂纹的主要成因是夹杂物，并观测到裂纹在晶界、夹杂物和孔洞位置发生二次扩展特征。Meurling 等[9]指出，表面和内部的碳化物也有可能成为疲劳裂纹源，这为渗碳材料疲劳研究提供了新视角。根据疲劳裂纹源的类型和相应的物理模型，可以对疲劳寿命进行预测。Murakami[10]对基于缺陷、夹杂物及非均一相的多种疲劳强度模型进行了深入分析，提出了一种适用于三维尺度的疲劳预测模型。该模型已被广泛应用于多种调质钢的疲劳性能研究中，并获得良好的预测效果[11-12]。Liu 等[13]通过对 Newman 疲劳寿命预测方法的改进，准确预测了 9310 钢非渗碳试样寿命。然而，目前的疲劳性能预测研究主要集中于具有均匀特性的调质钢，而对于硬度及残余应力呈梯度分布的渗碳试样的疲劳行为研究及预测相对较少。

本工作聚焦于真空渗碳以及热处理后 9310 钢的旋弯疲劳行，对夹杂物、残余应力、硬度以及表面粗糙度等进行表征，基于 Murakami 模型构建了一种适用于硬度和残余应力呈梯度分布的真空渗碳试样旋弯疲劳强度的预测方法，旨在为准确预测 9310 钢制齿轮的疲劳性能提供支撑，同时为提高 9310 钢的疲劳性能提供理论参考。

1　实验材料与方法

1.1　实验材料

本工作采用真空感应熔炼（vacuum induction melting，VIM）和真空电弧重熔（vacuum arc remelting，VAR）制备 9310 齿轮钢，棒材化学成分（质量分数/%）为 C 0.11、Cr 1.31、Ni 3.26、Mo 0.12、Mn 0.56、Si 0.24、S≤0.015、P≤0.015、O≤0.001、N≤0.002，余量为 Fe。

1.2　实验方法

棒材锻造后加工成光滑圆柱形旋弯疲劳试样，其尺寸示意图如图 1 所示。试样经真空渗碳后进行热处理：860 ℃固溶处理，油淬，－70 ℃深冷处理，3 次回火处理（150 ℃和 180 ℃对比实验，每次回火保温 2 h）。通过圆磨机床去除 0.2 mm 厚表层，并对直径 6.5 mm 的实验段表面进行抛光处理。采用 Taylor Hobson Surtronic S128 轮廓仪测量试样表面粗糙度，取 6 个随机点，其均值作为测量结果。使用体积分数为 10% 的高氯酸酒精溶液作为电解液，直流电源正极接试样，负极接不锈钢片，电压 30 V，对试样逐层减薄。使用 Proto-LXRD 型残余应力测试衍射仪（XRD）测量残余应力，取 2 个试样均值，最终构建渗碳层残余应力分布曲线。旋弯疲劳实验在 PQ6-9 型旋弯疲劳试验机上进行，为四点加力方式，试验机转速为 3000 r/min，循环应力比 $R=-1$。升降法计算疲劳极限，成组法计算高应力的中值疲劳寿命，最小二乘法拟合得到失效概率为 50% 的疲劳寿命 S-N 曲线。从失效后的旋弯疲劳试样中切取断口，使用集成有能谱仪（energy dispersive spectroscopy，EDS）的 Nova Nano450 型场发射扫描电镜（scanning electron microscope，SEM）观察断口形貌，统计疲劳裂纹源深度，同时对夹杂物成分进行表征。使用不同粒度砂纸打磨、抛光断口试样以制

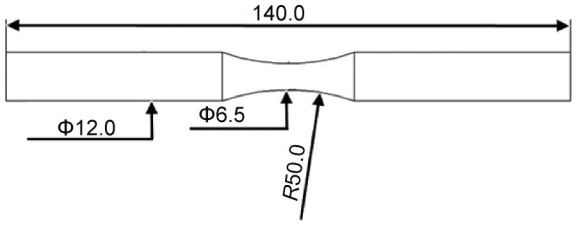


图 1　旋弯疲劳试样示意图

Fig.1　Schematic diagram of rotating bending fatigue specimen

备金相试样，使用FM-700显微维氏硬度计沿渗碳层深度方向测试维氏硬度，测试点间距100 μm。使用体积分数为4%的硝酸酒精溶液腐蚀金相试样，在场发射扫描电镜(SEM)下观察金相显微组织。对金相和断口中观察到的夹杂物尺寸进行统计，绘制频率分布图。

2 结果与分析

2.1 旋弯疲劳*S-N*曲线

采用升降法测定真空渗碳9310钢的旋转弯曲疲劳极限。图2为150 ℃回火试样旋弯疲劳极限升降图和*S-N*曲线，以50 MPa为应力级差，当循环次数超过1×10^7周次时判定为越出(标记为○)，反之为失效(标记为×)。升降法计算得到的150 ℃回火试样的疲劳极限(σ_{-1})为1282 MPa，如图2(a)所示。由图2(b)可知，本工作真空渗碳试样旋弯疲劳极限较美国航空航天结构金属手册(aerospace structural metals handbook，ASMH)气体渗碳结果(966 MPa[4])提高32.8%，较国内航空传动手册(handbook of new materials for aviation transmission，HNMAT)气体渗碳结果(1114 MPa[14])提高15.1%。可以看出，在相同应力水平下，疲劳寿命提升约2.1～3.5倍，验证了真空渗碳工艺的优越性。

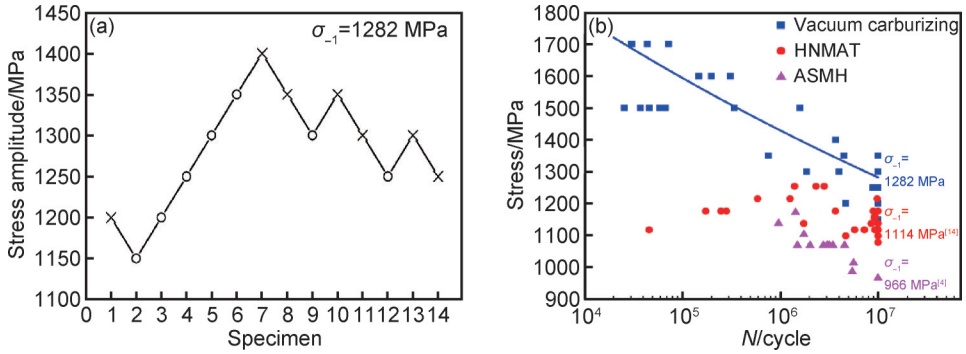


图2 150 ℃回火试样旋弯疲劳极限(a)和*S-N*曲线(b)

Fig.2 Fatigue limit(a) and *S-N* curve(b) for 150 ℃ tempered specimens in rotating bending

为研究回火温度对9310钢旋弯疲劳的影响，提高回火温度至180 ℃，再次测试其*S-N*曲线，如图3所示。由图3(a)可知，升降法计算得到的旋弯疲劳极限为1242 MPa，比回火温度150 ℃时低40 MPa，降幅达3.1%。结合文献[15]可知，这归因于回火温度提高引起的应力松弛效应。

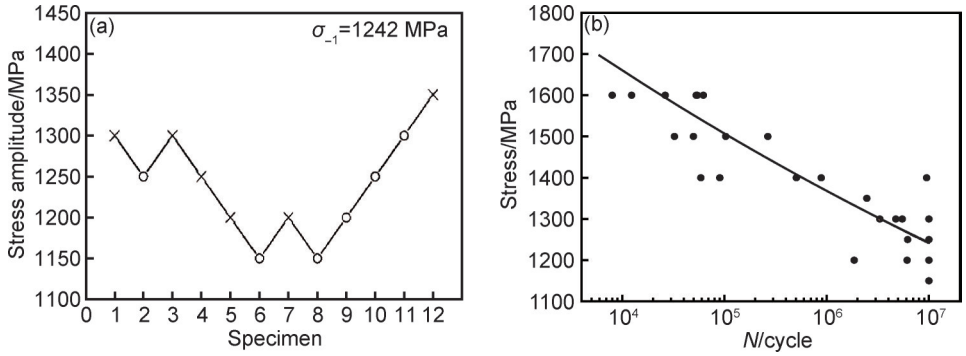


图3 180 ℃回火试样旋弯疲劳极限(a)和*S-N*曲线(b)

Fig.3 Fatigue limit(a) and *S-N* curve(b) for 180 ℃ tempered specimens in rotating bending

图2(b)和图3(b)中实验数据呈现较大分散带，通常认为心部先于渗碳层发生马氏体相变，导致试样发生变形，对寿命产生影响[16]。根据后续分析可知，9310钢试样通过真空渗碳热处理后，夹杂物成为主要的疲劳裂纹源，又因为钢中的夹杂物大小不一、分布随机，导致疲劳寿命分散性较大。

2.2 渗碳层组织与表面形貌

渗碳作为齿轮钢表面强化的关键工艺，能够在保持材料心部韧性的同时显著提升表层的硬度、强度及耐磨性能。9310钢的平衡相图分析表明，非渗碳层组织中以$M_{23}C_6$和M_7C_3型碳化物为主导[5]，渗碳层中以渗碳体为主体，并伴有少量铬铁碳化物。图4为渗碳层金

相显微组织及抛光后试样表面形貌。图4(a)为9310钢试样经真空渗碳热处理后渗碳层的显微组织，基体为典型的高碳回火马氏体结构，均匀弥散分布着尺寸小于1 μm的白色球状渗碳体及其他碳化物颗粒。显微组织中发现极少量近似球状的夹杂物(直径约3.57 μm)，这些由冶炼过程引入的夹杂物在真空渗碳及热处理过程中保持稳定。相较于传统气体渗碳工艺，真空渗碳展现出显著优势：碳元素传输效率提升促进充分扩散，获得更细小弥散的碳化物；同时避免内氧化和脱碳层等缺陷的产生，从而保证材料表面硬度梯度的提升。

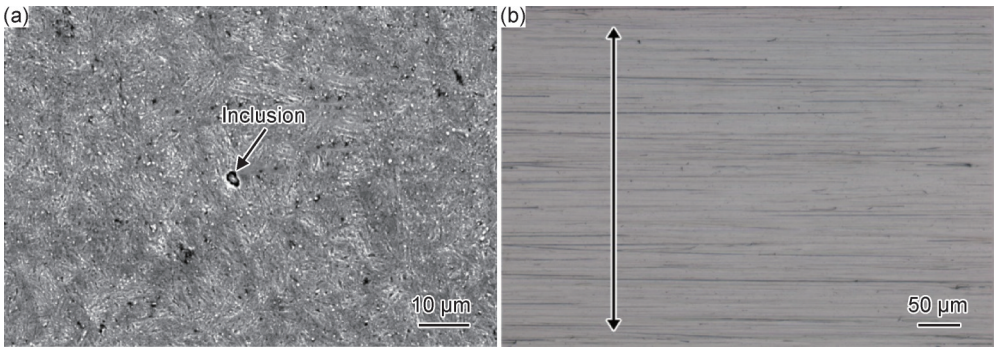


图4　渗碳层显微组织(a)和抛光后旋弯试样表面形貌(b)

Fig.4　Microstructure of carburized layer(a) and surface morphology of polished rotating bending specimens(b)

磨削工艺对渗碳层表面质量具有显著影响[17-18]，而表面状态直接关联材料的疲劳性能。研究表明[19]，在高应力工况下，降低表面粗糙度R_a可有效缓解加工刀痕引发的应力集中效应，从而延长疲劳寿命。为优化真空渗碳热处理9310钢试样表面质量，在常规磨削后增加抛光工艺处理。由图4(b)可知，试样表面呈现均匀分布的抛光纹理，与试样轴线方向一致，且未发现明显宏观缺陷。采用触针式粗糙度仪沿图中路径随机选取6个点进行测试，表面粗糙度分别为0.0121、0.0120、0.0127、0.0113、0.0115 μm和0.0125 μm，均值为0.0120 μm，数值分布集中且均控制在亚微米级精度范围内。

2.3　渗碳层硬度与残余应力分布

渗碳层硬度与残余应力分布是决定材料疲劳性能的核心因素[20]。图5为150 ℃和180℃回火渗碳层硬度和残余应力分布。由图5(a)可以看出，表面硬度峰值达755HV，随深度方向梯度递减，这与碳元素在深度方向的固溶强化作用减弱有关。依据GB/T 9450—2005标准，以550HV为有效硬化层边界，测得硬化层深度为1.20 mm。同步测量的残余应力分布曲线显示，在0～1.60 mm深度范围内均呈现压应力特征(负值表征压应力)，表面最大压应力达465 MPa，并随深度增加呈梯度递减。该应力场形成机制可归因于真空渗碳过程中表层碳浓度梯度引起的差异相变：热处理冷却时，低合金含量的心部奥氏体优先转变为马氏体，随后高碳渗碳层发生相变膨胀，从而在表层形成残余压应力[21]。相较于气体渗碳工艺，真空渗碳技术有效规避了脱碳层与内氧化缺陷，确保表面硬度稳

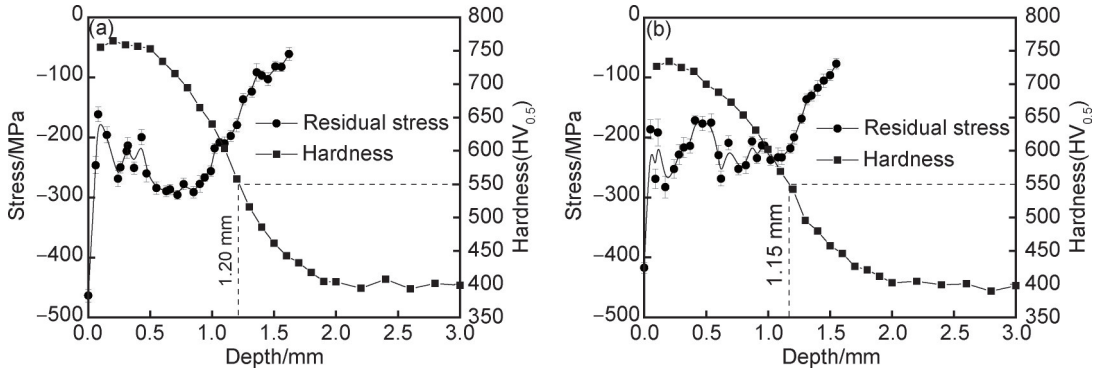


图5　渗碳层硬度和残余应力分布

(a)150 ℃回火；(b)180 ℃回火

Fig.5　Hardness profiles and residual stress distribution of carburizing layer

(a)tempering at 150 ℃; (b)tempering at 180 ℃

定维持于高位水平。

为进一步探究工艺参数对性能的调控作用，将回火温度提高至180 ℃进行对比分析，如图5(b)。结果表明，相较于150 ℃回火工艺，表面硬度降低至725HV，有效硬化层深度缩减至1.15 mm。此现象源于高温回火促使高碳回火马氏体中碳元素析出，固溶强化作用减弱[22]；而心部因碳含量较低，硬度受回火温度影响不显著(约400HV)。残余应力分布同样呈现温度敏感性：180 ℃回火试样表面最大压应力降至415 MPa，尽管0～1.60 mm范围内仍保持压应力状态，但其整体应力水平较150 ℃工艺显著降低。这一变化与回火过程中第一类内应力的释放直接相关，温度升高加速晶格畸变能释放，导致残余应力弛豫[15]。

2.4 疲劳裂纹萌生与扩展

经渗碳处理后试样表层形成高硬度梯度分布，在循环载荷作用下，表层承受的应力水平低于渗碳层材料屈服强度，理论上不会引发宏观塑性变形，然而显微组织缺陷导致的应力集中可诱发局部微区塑性变形，这种循环损伤的累积最终引发裂纹形核。断口分析表明，裂纹源主要呈现两种形成机制：(1)试样表面因接触应力峰值和表面凹坑引起的应力集中效应[20]；(2)材料内部则源于非金属夹杂物与基体间的弹塑性变形失配导致的界面应力集中[23]。

图6为疲劳源和夹杂物的统计。图6(a)为疲劳源深度、循环周次和外加应力的关系图，散点面积表示施加应力的大小。其中65.9%的试样裂纹源起源于夹杂物(标注Ⅰ型)，且呈现显著的外加应力相关性：当施加应力水平较高(散点面积较大)时，裂纹源深度趋近于表面(深度$d\approx0$ mm)，对应循环寿命较低；随着应力水平降低，裂纹源深度呈现广谱分布特征，且夹杂物起裂比例显著增加。进一步通过EDS分析确认，夹杂物主要为Al-Mg-Ca复合氧化物，其形成与9310钢真空脱气工艺密切相关——精炼渣与耐火材料中含有的Al、Mg、Ca元素与钢液中残余氧反应生成氧化物夹杂。图6(b)为夹杂物的尺寸分布统计，D为夹杂物投影外切圆的直径，共统计43个夹杂物。可知夹杂物尺寸分布在3.5～15 μm以内，且呈现随机分布特征，未观察到明显的尺寸择优现象，这是由于冶炼过程中严格控制钢液氧含量([O]≤0.001%)[24]。

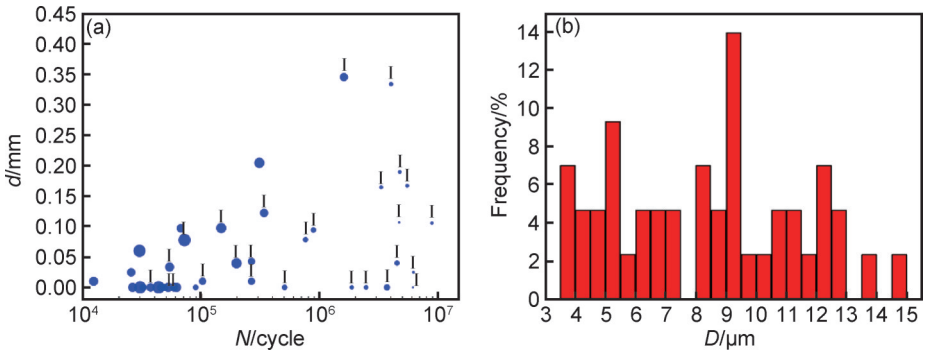


图6 疲劳源和夹杂物统计分析

(a)疲劳源深度与外加应力、循环次数的关系；(b)夹杂物尺寸分布

Fig.6 Statistical analysis of fatigue sources and inclusions

(a)relationship between depth of crack initiation, stress and number of cycles; (b)size distribution of inclusions

图7为旋弯疲劳试样的断口形貌及EDS分析。裂纹源按形核机制可划分为3类：表面加工凹坑、表面夹杂物及内部夹杂物。当施加应力σ=1700 MPa、循环次数$N=4.4\times10^4$周次时，如图7(a)所示，试样断口呈现典型表面源起裂特征。裂纹萌生于试样表面加工凹坑处，推测为机械加工缺陷或夹杂物脱落所致，随后沿最大主应力方向向内部扩展，裂纹扩展区可见明显辉纹结构。如图7(b)所示，σ=1400 MPa、循环次数$N=3.7\times10^6$周次时，裂纹源表现为表面夹杂物起裂模式。EDS分析显示，该夹杂物富含O(42.38%，质量分数，下同)、Al(42.12%)及少量Fe、Ca、Mg元素，符合GB/T 10561—2005标准中单颗粒球状氧化物夹杂特征。该夹杂物直径约9.0 μm，近似球状形貌有效降低了应力集中系数，但仍因夹杂物-基体界面应变不协调引发早期裂纹形核。当σ=1300 MPa、循环次数$N=1.4\times10^6$周次时，如图7(c)所示，裂纹源迁移至次表层，裂纹起源于直径为15.0 μm的球状内部夹杂物，距表面约120 μm处，裂纹沿夹杂物赤道面优先向试样表面及心部双向扩展，形成典型的“鱼眼”形貌特征。

旋弯疲劳断口形貌呈现典型3区特征：疲劳源区、裂纹扩展区及瞬断区。当裂纹源位于材料次表层时，

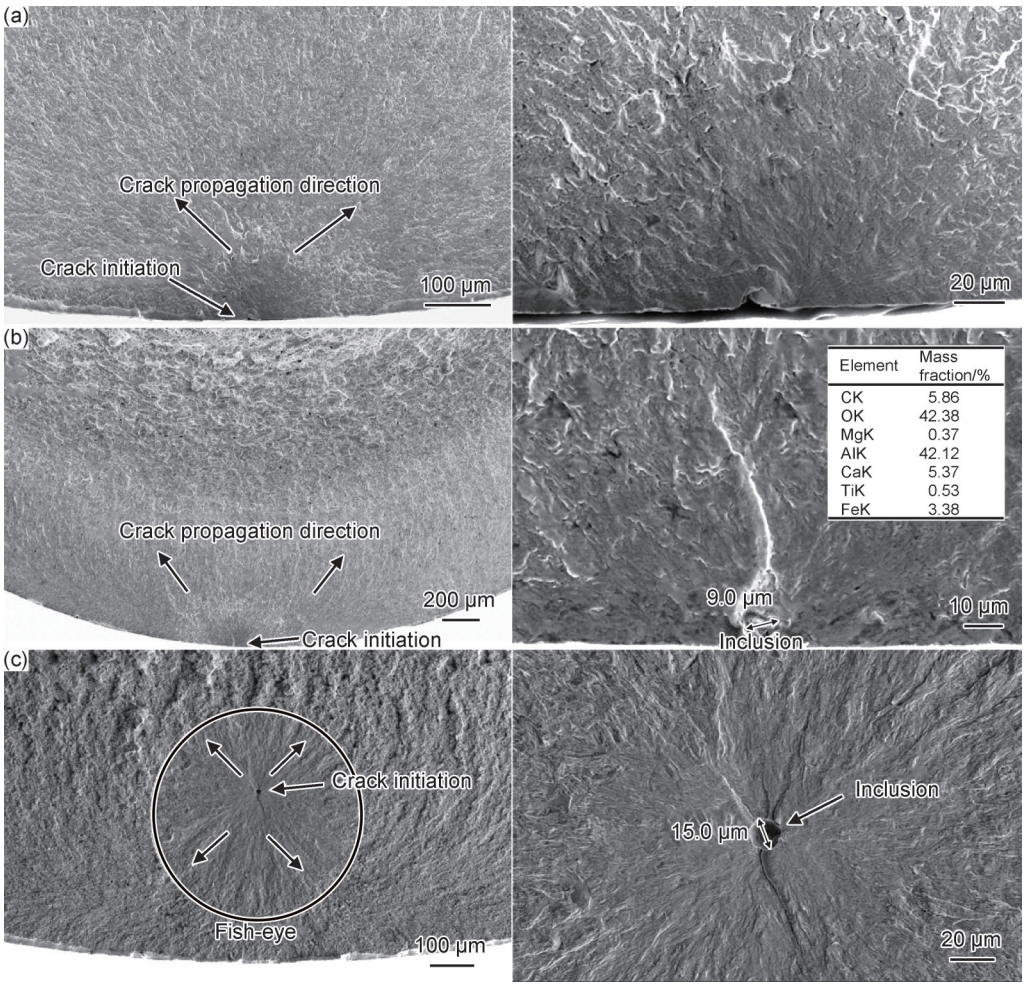


图7　旋弯疲劳试样断口形貌及EDS分析

(a)应力1700 MPa,循环次数4.4×10^4周次;(b)应力1400 MPa,循环次数3.7×10^6周次;

(c)应力1300 MPa,循环次数1.4×10^6周次

Fig.7　Fracture morphologies and EDS analysis of rotating bending fatigue specimens

(a)σ=1700 MPa,$N=4.4\times10^4$ cycles;(b)σ=1400 MPa,$N=3.7\times10^6$ cycles;(c)σ=1300 MPa,$N=1.4\times10^6$ cycles

断口呈现特征性“鱼眼”形貌(图7(c))。“鱼眼”内区域因裂纹处于低速扩展阶段($\mathrm{d}a/\mathrm{d}N\approx10^{-8}$ m/cycle)[25],形成平滑特征。图8为应力1300 MPa、循环次数1.40×10^6周次条件下裂纹扩展区的疲劳辉纹。可知辉纹平均间距约0.4 μm,且随裂纹扩展呈现梯度增长趋势(即Paris裂纹扩展理论),直至达到临界裂纹长度引发瞬断。当裂纹源位于试样表面(表面凹坑或表面夹杂物起裂)时,裂纹扩展同样会形成类“鱼眼”光亮区(图7(a),(b))。

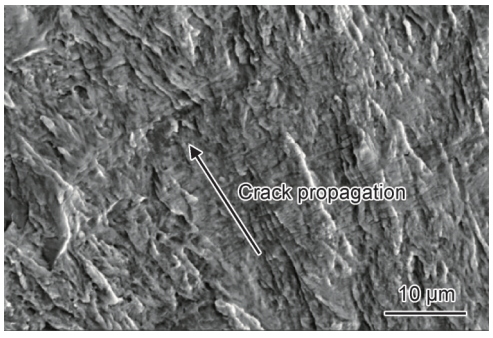


图8　位于裂纹扩展区的疲劳条带

Fig.8　Fatigue striations located in crack propagation zone

3　讨论

疲劳寿命由裂纹萌生寿命(N_i)与扩展寿命(N_p)共同构成。本工作中裂纹萌生寿命为主,主要受控于应力集中源,如非金属夹杂物、表面加工缺陷或循环载荷诱发的驻留滑移带[26]。关于残余奥氏体对疲劳性能的影响,在不同的材料和载荷作用下其结果不同。9310钢渗碳热处理后表面残余奥氏体体积分数降至4%以下,可认为对疲劳没有影响[27-28]。采用真空渗碳处理的9310钢渗碳层中碳化物呈弥散分布(平均尺寸<1 μm),马氏体均匀细小,有效抑制

了碳化物导致的裂纹源和针状马氏体微裂纹的形成[29]。渗碳层高硬度(725～755HV)与梯度残余压应力(峰值达 465 MPa)显著提升了材料的抗疲劳性能[30]。

基于渗碳层硬度梯度、残余应力场及夹杂物特征,建立多尺度疲劳失效判据模型:

$$\sigma_e(\sigma,\sigma_r,d)\leqslant\sigma_M(H,S,d) \tag{1}$$

式中:σ_e为有效应力;σ_r为残余应力,压应力为负,拉应力为正;σ_M为修正 Murakami 模型计算的局部疲劳强度;H为维氏硬度;S为夹杂物投影面积。只有任一深度的$\sigma_e\leqslant\sigma_M$时,才有可能不失效。若不满足小于等于关系,则会发生失效断裂。

疲劳断口分析可知,疲劳裂纹源主要起始于夹杂物或试样表面。Murakami[10]提出了以缺陷在垂直于应力方向面的投影面积预测其疲劳强度的三维尺度参数模型:

$$\sigma_M=\frac{C(H+120)}{\left(\sqrt{S}\right)^{1/6}} \tag{2}$$

式中:C为与缺陷在材料中的位置有关的系数,对于内部缺陷,C取 1.56,对于表面缺陷,C取 1.43。对于硬度均一的材料而言,H为定值,对于具有硬度梯度的 9310 渗碳钢,需将H视为深度d的函数$H(d)$。通过金相统计与图像分析,确认材料中潜在疲劳源为 3 类缺陷:(1)碳化物,平均尺寸<1 μm,等效投影面积远低于非金属夹杂物面积,对疲劳萌生贡献可忽略;(2)非金属夹杂物,呈近似球状,实测直径 3.5～15 μm,对应投影面积 9.616～176.625 μm^2,统计分析表明其主导疲劳裂纹形核(占比>65.9%);(3)表面粗糙度,表面单个小凹痕可看成椭圆,同样将表面粗糙度的特征参数代入式(2)中计算疲劳强度,常数C取 1.43。

将硬度梯度函数$H(d)$与夹杂物尺寸极值代入式(2),可获得局部疲劳强度随深度的变化曲线。图 9 为 150 ℃回火试样有效应力与预测疲劳强度随深度的变化曲线。其中,15 μm 夹杂物(S=176.625 μm^2)对应强度下限曲线,3.5 μm 夹杂物(S=9.616 μm^2)对应强度上限曲线,二者构成置信度 95% 的预测强度包络区(阴影区域)。对于表面粗糙度的影响,有研究将三维尺度参数模型应用于表面粗糙度对疲劳性能的影响,结果与实验值符合良好[31]。面积计算公式如式(3)所示。

$$S=\frac{1}{2}\cdot\pi ac \tag{3}$$

式中:a为凹痕宽度;c为凹痕深度。将试样表面粗糙度最大值 0.0127 μm 作为凹痕深度,宽度为 0.127 μm,可计算表面缺陷面积为 0.0025 μm^2,代入式(2)得到预测疲劳强度为 1988.69 MPa,远大于实测疲劳极限值。因此,表面粗糙度 0.0127 μm 远低于引起疲劳断裂的最小缺陷尺寸,本工作中对疲劳裂纹萌生的贡献可忽略。

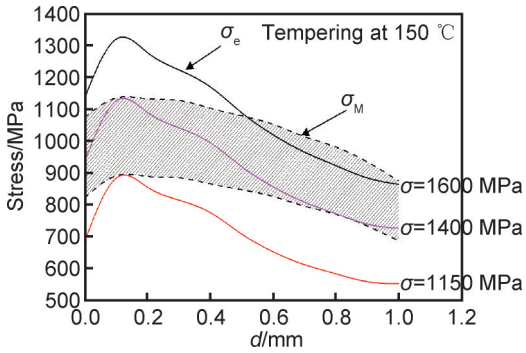


图 9 有效应力与预测疲劳强度随深度的变化

Fig.9 Variation of effective stress and predicted fatigue strength with depth

多尺度疲劳失效判据模型表明,当外加应力场与残余应力场耦合形成的有效应力突破包络区下边界时,材料即发生概率化疲劳失效;与包络区上边界相切时,疲劳失效概率接近 0。旋弯疲劳测试加载应力在试样中的分布与深度的关系为:

$$\sigma_d=\sigma_{max}\times\frac{R-d}{R} \tag{4}$$

式中:σ_d为深度d处所受应力,MPa;R为试样测试段半径,mm;σ_{max}为表面最大应力,MPa。表面所受应力最大,中心应力为 0。基于渗碳层残余应力场与外加应力场的耦合作用,建立梯度材料有效应力计算模型:

$$\sigma_e=\sigma_d+\sigma_r \tag{5}$$

σ_d服从旋弯应力分布规律(式(4)),σ_r通过 X 射线衍射法测定,结果如图 5 残余应力曲线。由图 9 可知,当外加应力为 1150 MPa 时,有效应力曲线与夹杂物尺寸下限(3.5 μm)对应的预测强度曲线在d=0.11 mm 处相切,此时满足$\sigma_e-\sigma_M=0$,该状态对应概率化失效判据的 0% 阈值,即此应力下试样不易发生失效,此与图 2 升降法实验结果高度吻合。随着外加应力增至 1400 MPa,有效应力曲线与夹杂物尺寸上限(15 μm)对应的预测疲劳强度曲线在$d\approx$0.11 mm 处相切,若应力继续升高,系统进入确定性失效区,即试样极易发生失效。

基于升降法疲劳极限测试数据,构建疲劳强度概率分布模型。假设疲劳强度服从正态分布,其累积分

布函数可表述为[15]：

$$P(\sigma)=\frac{1}{s\sqrt{2\pi}}\int_{-\infty}^{\sigma}\exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\sigma-\mu}{s}\right)^2\right]\mathrm{d}\sigma \quad (6)$$

式中：$P(\sigma)$为在指定寿命 $N_f=1\times10^7$ 周次时疲劳强度不超过规定应力时的失效概率；s 为标准差；μ 为母体均值(即中值疲劳极限)。根据模型预测边界条件：当 $\sigma=1150$ MPa 时，$P(1150)\approx0\%$(对应 $3s$ 下限)；当 $\sigma=1400$ MPa 时，$P(1400)\approx100\%$(对应 $3s$ 上限)。通过正态分布对称性可得：$\mu=1/2(1150+1400)=1275$ MPa，该预测值与实测中值疲劳极限 $\sigma_{-1}=1282$ MPa 的偏差仅为 0.5%，验证了分布假设的合理性。这种统计学一致性也证实，夹杂物尺寸分布特征主导失效概率梯度变化。

为探究渗碳层性能调控机制，将回火温度提升至 180 ℃以改变材料微观应力状态。硬度分析表明，渗碳层峰值硬度由 755HV 降至 725HV，残余压应力发生弛豫，表面压应力由 465 MPa 弛豫至 415 MPa(图 5)。图 10 为基于修正 Murakami 模型(式(2))计算得到的 180 ℃回火有效应力与预测疲劳强度曲线。可以看出，预测疲劳强度曲线整体下移，同时有效应力因残余应力衰减而显著上升。当外加应力为 1140 MPa 时，σ_e 曲线与夹杂物尺寸下限(3.5 μm)对应的预测强度曲线 σ_M 在 $d=0.11$ mm 处相切，对应失效概率 $P(1140)\approx0\%$，此与图 3 实验结果一致(1150 MPa 时存活率 100%)。随着应力增至 1380 MPa，σ_e 曲线与夹杂物尺寸上限(15 μm)对应的预测疲劳强度 σ_M 在 $d\approx0.11$ mm 处相切，若应力继续升高，系统进入确定性失效区。根据模型预测边界条件：当 $\sigma=1140$ MPa 时，$P(1140)\approx0\%$(对应 $3s$ 下限)，当 $\sigma=1380$ MPa 时，$P(1380)\approx100\%$(对应 $3s$ 上限)，通过构建正态分布函数，$\mu=1260$ MPa，即预测中值疲劳极限为 1260 MPa，此与实测值 1242 MPa 偏差 1.4%。

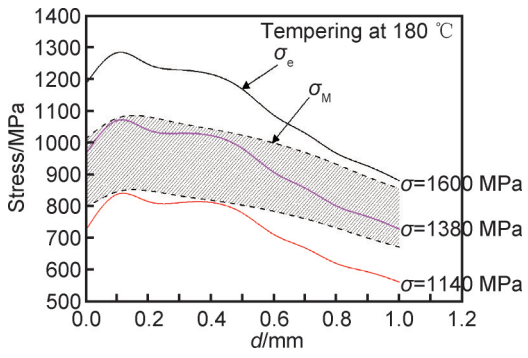


图 10　改变残余应力和硬度后的有效应力与预测疲劳强度

Fig.10　Effective stress and predicted fatigue limit after varying residual stress and hardness

由图 6 可知，外加应力水平与裂纹萌生深度呈现显著负相关：当 σ_{max} 逐渐升高时，疲劳源平均深度由 0.35 mm(夹杂物主导)向表层迁移至 0.05 mm 以内(晶界、碳化物参与)。该现象可归因于有效应力场与材料缺陷敏感度的竞争机制：在应力较高区域，有效应力强度因子 ΔK_{eff} 超越小尺寸缺陷的形核门槛值，导致次表层碳化物或晶界等通过位错塞积机制诱发微裂纹，裂纹扩展速率 $\mathrm{d}a/\mathrm{d}N$ 服从 Paris 规律；在较低应力区，仅当缺陷尺寸超过较大的阈值时，ΔK_{eff} 方可达到疲劳裂纹形核门槛值，因此尺寸较大的夹杂物成为主要疲劳裂纹源。

4　结论

(1)真空渗碳热处理后，150 ℃和 180 ℃回火试样渗碳层内碳化物弥散分布，且马氏体组织均匀、细小。150 ℃回火试样的表面硬度较高，达到 755HV，有效硬化层深度 1.20 mm，残余压应力峰值 465 MPa。该工艺抑制氧化脱碳缺陷，碳化物尺寸控制在 1 μm 以下，使材料旋弯疲劳极限提升至 1282 MPa，裂纹主要起源于非金属夹杂物。

(2)基于 Murakami 三维缺陷模型，建立了渗碳层硬度-残余应力-夹杂物尺寸-表面粗糙度耦合的疲劳极限预测方法。模型预测 150 ℃和 180 ℃回火试样的疲劳极限分别为 1275 MPa 和 1260 MPa，与实测值 1282 MPa 和 1242 MPa 的偏差分别为 0.5% 和 1.4%，证实该模型在渗碳钢材料中的适用性，夹杂物成为主要的疲劳裂纹源。

(3)疲劳性能优化途径为：缺陷控制效应，夹杂物为主要疲劳源，夹杂物尺寸分布特征主导失效概率梯度变化；表层硬化，渗碳层硬度的提高可直接提高疲劳强度值；残余应力屏蔽，渗碳层压应力使有效应力降低、裂纹形核阈值提升；表面完整性，降低粗糙度可减少表面疲劳裂纹起始的概率。

参考文献

[1]　赵振业. 航空高性能齿轮钢的研究与发展[J]. 航空材料学报，2000，20(3)：148-157.
ZHAO Z Y. Development of higher-performance aeronautical gear steel[J]. Journal of Aeronautical Materials，2000，20(3)：148-157.

[2]　侯兆敏. 9310钢窄齿形零件渗碳工艺的研究[D]. 哈尔滨：哈尔滨理工大学.
HOU Z M. Study on carburizing processing of 9310 steel narrow tooth partsl[D]. Harbin：Harbin University of Science and Technology.

[3] SHIN D M, LEE C Y, LEE K S. Fatigue properties of plasma carburized low carbon Cr-Mo steel[J]. ISIJ International, 2002, 42(9): 1042-1048.

[4] KLOPP W D. Aerospace structural metals handbook[M]. West Lafayette: Purdue University, 1986.

[5] 王立松. 9310钢热处理工艺研究[J]. 黑龙江冶金, 2012(4): 1-2.
WANG L S. Study of heat-treat technology for 9310 steel[J]. Heilongjiang Metallurgy, 2012(4): 1-2.

[6] 黄帅, 张国强, 王毛球, 等. 不同渗碳层深度下重载齿轮钢的疲劳性能[J]. 钢铁研究学报, 2012, 24(4): 34-38.
HUANG S, ZHANG G Q, WANG M Q, et al. Fatigue properties of heavy-duty gear steel with different carburized depth[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2012, 24(4): 34-38.

[7] MANIGANDAN K, SRIVATSAN T S, QUICK T, et al. Fatigue of materials Ⅱ[M]. London: Springer Cham, 2013.

[8] 周红伟, 白凤梅, 杨磊, 等. 1100 MPa级高强钢的低周疲劳行为[J]. 金属学报, 2020, 56(7): 937-948.
ZHOU H W, BAI F M, YANG L, et al. Low-cycle fatigue behavior of 1100 MPa grade high-strength steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(7): 937-948.

[9] MEURLING F, MELANDER A, TIDESTEN M, et al. Influence of carbide and inclusion contents on the fatigue properties of high speed steels and tool steels[J]. International Journal of Fatigue, 2001, 23(3): 215-224.

[10] MURAKAMI Y. Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions[M]. Amsterdam: Elsevier, 2002.

[11] FURUYA Y, ABE T, MATSUOKA S. 10^{10}-cycle fatigue properties of 1800 MPa-class JIS-SUP7 spring steel[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2003, 26(7): 641-645.

[12] 杨振国, 张继明, 李守新, 等. 高周疲劳条件下高强钢临界夹杂物尺寸估算[J]. 金属学报, 2005, 41(11): 1136-1142.
YANG Z G, ZHANG J M, LI S X, et al. Estimation of the critical size of inclusion in high strength steel under high cycle fatigue condition[J]. Acta Metallrugica Sinica, 2005, 41(11): 1136-1142.

[13] LIU J Z, WU X R, DING C F, et al. Crack growth behavior and fatigue-life prediction based on worst-case near-threshold data of a large crack for 9310 steel[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2002, 25(5): 467-480.

[14] 康丽霞, 高洁. 航空传动新材料手册[M]. 北京: 航空工业出版社, 2020: 29-31.
KANG L X, GAO J. Handbook of new materials for aeronautical transmission[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2020: 29-31.

[15] 付华栋, 莫远科, 张志豪, 等. 有序度与残余应力对Fe-6.5%Si合金塑性变形性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2016, 37(1): 169-174.
FU H D, MO Y K, ZHANG Z H, et al. Effect of order degree and residual stress on plastic deformation properties of Fe-6.5%Si alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2016, 37(1): 169-174.

[16] 陈传尧. 疲劳与断裂[M]. 武汉: 华中科技大学出版社, 2002.
CHEN C Y. Fatigue and fracture[M]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology Press, 2002.

[17] 罗庆洪, 李春志, 娄艳芝, 等. 磨削工艺对渗碳M50NiL钢表面变质层微观结构和性能及疲劳性能影响[J]. 金属学报, 2012, 48(2): 194-198.
LUO Q H, LI C Z, LOU Y Z, et al. Grinding process effect on surface modificative layer microstructure, property and fatigue behavior of carburized M50NiL steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2012, 48(2): 194-198.

[18] 罗庆洪, 贺自强, 汤春峰, 等. M50NiL钢磨削表面完整性特征及变质层厚度表征方法[J]. 北京科技大学学报, 2013, 35(2): 201-206.
LUO Q H, HE Z Q, TANG C F, et al. Grinding surface integrity character and modificative layer depth test of M50NiL steel[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2013, 35(2): 201-206.

[19] AROLA D, WILLIAMS C L. Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces[J]. International Journal of Fatigue, 2002, 24(9): 923-930.

[20] OCHI Y, MATSUMURA T, MASAKI K, et al. High-cycle rotating bending fatigue property in very long-life regime of high-strength steels[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2002, 25(8/9): 823-830.

[21] PALIANI C M, QUEENEY R A, KOZACZEK K J. Residual stress depth profiles of ausrolled 9310 gear steel[R]. Pennsylvania: Pennsylvania State University, 1996.

[22] 刘云旭. 金属热处理原理[M]. 北京: 机械工业出版社, 1981: 210-260.
LIU Y X. Principles of metal-treatment[M]. Beijing: China Machine Press, 1981: 210-260.

[23] MURAKAMI Y, YOKOYAMA N N, NAGATA J. Mechanism of fatigue failure in ultra-long life regime[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2002, 25(8/9): 735-746.

[24] 胡成飞. 氧含量对渗碳齿轮钢疲劳性能的影响[D]. 武汉: 武汉科技大学, 2019: 29-34.
HU C F. Effect of oxygen content on fatigue properties of carburized gear steel[D]. Wuhan: Wuhan University of Science and Technology, 2019: 29-34.

[25] SAKAI T, SATO Y, OGUMA N. Characteristic *S-N* properties of high-carbon-chromium-bearing steel under axial loading in long-life fatigue[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2002, 25(8/9): 765-773.

[26] CHAN K S. Roles of microstructure in fatigue crack initiation[J]. International Journal of Fatigue, 2010, 32(9): 1428-1447.

[27] RAEFSKY M. Effect of retained austenite on the fatigue properties of carburized 9310 steel[R]. Philadelphia: Boeing Company, 1968.

[28] PANHANS M A, FOURNELLE R A. High cycle fatigue resistance of AISI E9310 carburized steel with two different levels of surface retained austenite and surface residual stress[J]. Journal of Heat Treating, 1981, 2(1): 54-61.

[29] ZHAO Y, TONG X, WEI X H, et al. Effects of microstructure on crack resistance and low-temperature toughness of ultra-low carbon high strength steel[J]. International Journal of Plasticity, 2019, 116: 203-215.

[30] 罗庆洪, 赵振业, 贺自强, 等. 表层超硬化M50NiL钢接触疲劳失效机理[J]. 航空材料学报, 2017, 37(6): 34-40.
LUO Q H, ZHAO Z Y, HE Z Q, et al. Failure mechanism of contact fatigue of surface super-hardened M50NiL steel[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2017, 37(6): 34-40.

[31] 朱莉娜, 邓彩艳, 王东坡, 等. 表面粗糙度对Ti-6Al-4V合金超高周疲劳性能的影响[J]. 金属学报, 2016, 52(5): 583-591.
ZHU L N, DENG C Y, WANG D P, et al. Effect of surface roughness on very high cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 52(5): 583-591.

基金项目: 国家重点研发计划项目(2018YFB2001300)

收稿日期: 2024-12-31; **录用日期**: 2025-04-26

通讯作者: 贺自强(1966—), 男, 研究员, 博士, 研究方向为齿轮轴承钢及抗疲劳制造技术, 联系地址: 北京市 81 号信箱 72 分箱(100095), E-mail: hezq2005@163.com

(本文责编: 王　晶)