文章编号:1674-2974(2025)07-0089-10 DOI:10.16339/j.cnki.hdxbzkb.2025069

晶粒梯度对AA2024-T351合金微动疲劳裂纹萌生的影响研究

陈青青[1],孔毅[2],郑潇禹[2†]
[1. 西安建筑科技大学 土木工程学院,陕西 西安 710055;
2. 粉末冶金国家重点实验室(中南大学),湖南 长沙 410083]

摘 要:准确辨识微动疲劳的影响因素是微动疲劳评估和控制的关键.针对AA2024-T351合金微动疲劳断裂问题,采用考虑细观结构敏感性的晶体塑性有限元模型,探讨了以晶粒梯度表征的材料细观结构对AA2024-T351合金微动疲劳的影响;同时,结合子模型方法对微动疲劳试样接触区域进行计算,通过累积塑性滑移来确定微动疲劳裂纹萌生位置并预测裂纹萌生寿命.研究发现,晶粒梯度由于晶粒尺寸差异和晶粒边界条件的影响,导致金属材料应力场分布不均匀;相较于微动疲劳接触面,晶粒梯度对亚表面的裂纹萌生位置有显著改变;晶粒梯度对微动疲劳裂纹萌生寿命有明显影响.研究结果表明,晶粒梯度分布会改变晶粒间的塑性变形特征;随着晶粒梯度增大,亚表面的裂纹萌生寿命逐渐超过接触表面;晶粒梯度的变化对亚表面裂纹形核位置产生显著影响,从而决定了裂纹扩展趋势.基于该研究结论,使用材料加工方法改变金属的晶粒梯度分布,将有效抑制微动疲劳裂纹萌生和扩展.

关键词:微动疲劳;裂纹萌生;晶粒梯度;晶体塑性;有限元法
中图分类号:O346.0;TH117 **文献标志码**:A

Effects of Grain Gradient on Crack Initiation of Fretting Fatigue in AA2024-T351 Alloy

CHEN Qingqing[1],KONG Yi[2],ZHENG Xiaoyu[2†]
[1. College of Civil Engineering, Xi'an University of Architecture & Technology, Xi'an 710055, China;
2. State Key Laboratory of Powder Metallurgy(Central South University), Changsha 410083, China]

Abstract: Accurate identification of influencing factors of fretting fatigue is crucial for its assessment and control. To address the fracture problem of AA2024-T351 alloy under fretting fatigue, this study utilizes a crystal plasticity finite element model that incorporates microstructural sensitivity to investigate the impact of grain gradient representation on fretting fatigue in the AA2024-T351 alloy. Additionally, a submodel approach is employed to calculate the contact region of the fretting fatigue specimens, and the cumulative plastic slip is analyzed to determine the crack initiation location and predict crack initiation life. The study reveals that the grain gradient results in an uneven distribution of stress fields within metallic materials due to variations in grain sizes and grain boundary

* **收稿日期**:2024-05-09
基金项目:国家自然科学基金面上资助项目(51771234),National Natural Science Foundation of China(51771234)
作者简介:陈青青(1992—),女,江苏盐城人,西安建筑科技大学博士研究生
† 通信联系人,E-mail: xiaoyu_zheng@csu.edu.cn

conditions. Compared to the fretting fatigue contact surface, the grain gradient exhibits a significant change in crack initiation locations in the subsurface. Moreover, the grain gradient evidently affects the crack initiation life of fretting fatigue. The research findings indicate that the distribution of grain gradient alters the plastic deformation characteristics between grains. As the grain gradient increases, the subsurface crack initiation life gradually surpasses that of the contact surface. The variation in grain gradient significantly influences the subsurface crack nucleation locations, thereby determining the tendencies of crack propagation. Building upon these research conclusions, modifying the grain gradient distribution through material processing methods effectively mitigates the crack initiation and propagation of fretting fatigue.

Key words: fretting fatigue; crack initiation; grain gradient; crystal plasticity; finite element method

微动疲劳指在循环载荷作用下,构件中的两个不同部件在接触表面发生微小的相对位移,从而引发材料损伤的破坏过程[1]. 在航空航天、能源、交通等工程领域,微动疲劳是造成构件失效的重要原因之一[2-5]. 在工程结构中,例如轮毂连接、大跨度桥梁的铰链和螺栓连接件等,都会发生微动疲劳现象. 已有研究[6]表明,在微动疲劳中,构件失效前的相对位移幅度非常小,裂纹的形成往往发生在材料未达到疲劳极限的情况下. 此外,裂纹的萌生位置往往难以察觉,一旦裂纹形成,几乎没有有效的手段来阻止其进一步扩展,因此,微动疲劳会降低构件的疲劳强度,加速构件的疲劳失效,从而引起灾难性后果.

AA2024-T351 合金是一种具有良好的强度、韧性和抗疲劳性能的铝合金. 这些优异的性能使得它在航空航天、汽车、轨道交通以及结构工程等领域得到广泛应用. 它常被用于制造飞机结构件、飞机翼梁、车身构件、车轮、桥梁支撑等. 在这些高强度和轻量化的应用中,AA2024-T351 合金构件面临着微动疲劳带来的结构性能下降和断裂失效的风险[7-9]. 微动疲劳全过程寿命共经历裂纹萌生、裂纹扩展、构件断裂三个阶段. 其中,疲劳主要取决于裂纹萌生,因此,在 AA2024-T351 合金微动疲劳研究中,准确识别裂纹萌生形核点位置并预测裂纹萌生寿命对于提高结构可靠性和延长使用寿命至关重要.

从损伤机理的角度来看,微动疲劳的影响因素可以分为材料因素、力学因素和磨损状况因素[10]. 在保持力学因素和磨损状况因素条件不变的情况下,材料因素成为微动疲劳的唯一可控因素,引起了国内外研究者的广泛关注. 通过相关研究发现,采用合适的材料加工方法和表面处理技术能够对接触构件表层材料的性质产生积极影响,进而提高其微动疲劳抗力[11]. 因此,我们需要建立微动疲劳与材料细观结构(晶粒尺寸、晶粒形态和晶粒取向等)之间的关系,以便更好地进行抗微动疲劳设计.

材料的微观结构演变是一个涉及多种机制的复杂过程,利用晶体塑性有限元法来预测材料的结构演变,可以在工业生产之前预知材料在变形过程中微观组织的变化,从而实现优化和控制工艺参数的目的,并最终获得所需的理想内部结构[12]. 目前,已对材料微观结构中晶粒尺寸和取向对构件微动疲劳性能的影响展开了研究. McCarthy 等[13]采用晶体塑性有限元进行了关于晶体织构对微动疲劳裂纹萌生寿命影响的研究. Zhang 等[14]利用晶体塑性有限元研究了 Ti-6Al-4V 合金中晶粒形貌、晶粒尺寸和晶粒分布等微观结构特性对微动疲劳行为的影响. 国内学者林恩强等[15]、丁俊等[16]和赵杰江等[17]分别利用数值模拟、室内试验对构件微动疲劳裂纹萌生、微动机制及磨损速率进行了相关探索. 晶粒梯度作为晶粒尺寸和取向的空间变化,在材料微观结构上呈现复杂性,直接影响材料的整体力学性能和疲劳行为. 晶粒梯度的不均匀分布导致局部应力集中和裂纹萌生位置的变化,显著影响微动疲劳裂纹的萌生和扩展过程[18], 因此,深入研究晶粒梯度对微动疲劳的影响,有助于全面理解微动疲劳机理,提高构件的抗疲劳性能,并为工程实践提供材料加工和设计指导. 然而,在现有的研究中,对晶粒梯度在材料微动疲劳的整体性能影响方面尚未有系统的研究.

本文采用晶体塑性有限元模拟方法,对 AA2024-T351 合金在循环载荷下的微动疲劳过程进行了分析,研究探讨了晶粒梯度对 AA2024-T351 合金试样的应力场分布、裂纹萌生位置和裂纹萌生寿命的影响, 通过累积塑性滑移确定微动疲劳裂纹的

形核位置,并进行裂纹萌生寿命的预测.

1　微动疲劳试验模型

本研究基于 Hojjati-Talemi 等[19]的微动疲劳实验数据,采用有限元软件 ABAQUS 进行分析. 图 1 是微动疲劳试验装置示意图. 由于试验装置和加载方式具有轴对称性,可将装置简化一半进行计算. 微动疲劳有限元模型如图 2 所示. 微动垫和试样均由 AA2024-T351 合金构成,弹性模量 E 为 74.1 GPa,泊松比 v 为 0.3. 垫片两侧水平位移 U_x=0,试样底部竖向位移 U_y=0. 垫片上表面施加法向载荷 F,采用多点约束(MPC)确保各点之间位移响应均匀. 在试样两侧施加周期性变化的远程振动载荷、轴向作用力 σ_{axial} 和轴向反作用力 σ_{reaction}. 根据法向载荷 F、切向作用力 Q 和接触表面之间的摩擦系数 μ,疲劳磨损的滑动状态可分为三种类型:整体滑移、部分滑移和混合滑移[20]. 由文献[19]可知,本文涉及的微动疲劳属于部分滑移,摩擦系数 μ 为 0.65. 采用压力过闭合方法捕捉接触表面法向行为,Lagrange 乘子定义切向行为. 将微动垫底表面设置为接触对主表面,而试样上表面定义为从表面. 微动垫和试样均使用 CPE4R 单元进行网格划分.

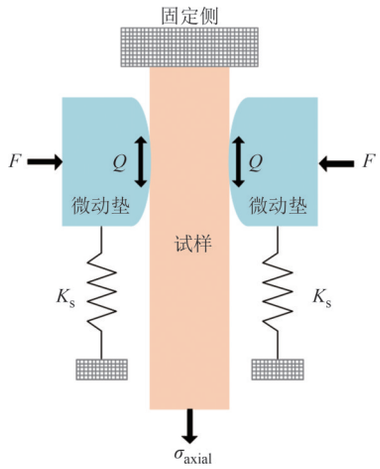


图 1　微动疲劳试验装置示意图

Fig.1　Schematic view of fretting fatigue experimental setup

为提高计算效率降低成本,本文对试样接触区域采用子模型方法进行材料多晶建模. 文献[19]中接触半宽 a 为 462 μm,子模型半宽应超过 $2a$,设为 1 mm. 子模型深度遵循圣维南原理[21],距接触表面尽可能远,设为 0.5 mm. 研究表明,当单元面积与晶粒面积比值为 0.01 时,可以保证计算精度并实现收敛[22]. 据此,定义单元尺寸为 6 μm,子模型共包含 27 639 个单元. 使用 NEPER 软件随机生成多晶体[23-24],如图 3 所示,子模型中的不同颜色对应不同的晶粒.

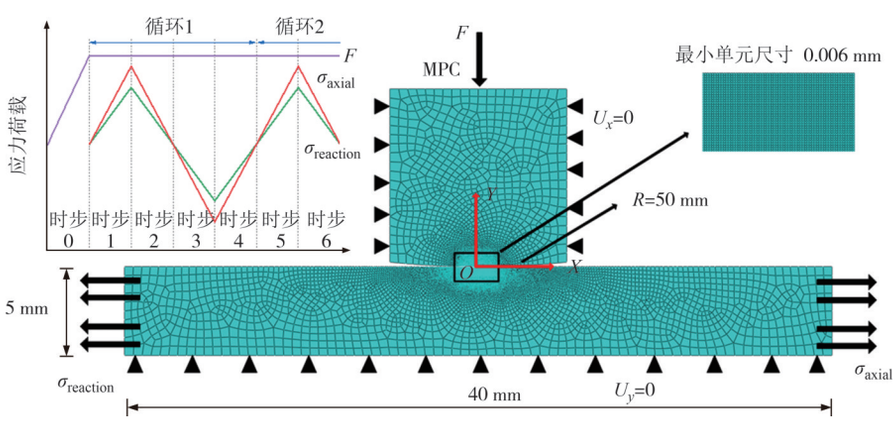


图 2　微动疲劳有限元模型的边界和单元网格尺寸

Fig.2　Boundary and mesh details for the finite element model of fretting fatigue

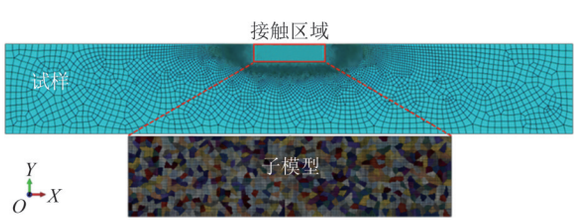


图 3　试样接触区域子模型示意图

Fig.3　Illustration of the submodel of the specimen at the contact region

2　晶体塑性有限元方法

2.1　晶体塑性模型

用于制造微动疲劳试样的 AA2024-T351 合金具有面心立方(FCC)结构,共包含 12 组滑移系[25]. 本文采用基于 Huang 等[26]开发的晶体弹塑性本构,并对

与速率相关的黏塑性硬化规律进行了调整,以满足微动疲劳循环硬化效应.

考虑到金属材料的大变形,用变形梯度来描述晶体变形方程.将变形梯度张量F分解为弹性分量F^{e}和塑性分量F^{p},可由式(1)表示:

$$F = F^{e}F^{p} \tag{1}$$

速度梯度L^{p}是由晶体位错滑移引起的,它是所有滑移系剪切速率之和,由式(2)表示:

$$L^{p} = \dot{F}^{p}(F^{p})^{-1} = \sum_{\alpha=1}^{n}\dot{\gamma}^{\alpha}\left(s^{\alpha} \otimes m^{\alpha}\right) \tag{2}$$

式中:n为滑移系的总数;$\dot{\gamma}^{\alpha}$是第α滑移系的剪切应变率;s和m分别为滑移平面内的滑移方向和法向方向.

剪切应变率$\dot{\gamma}^{\alpha}$表示如式(3):

$$\dot{\gamma}^{\alpha} = \dot{\gamma}_{0}{}^{\alpha}\left|\frac{\tau^{\alpha}-\chi^{\alpha}}{g^{\alpha}}\right|^{n}\operatorname{sign}\left(\tau^{\alpha}-\chi^{\alpha}\right) \tag{3}$$

式中:$\dot{\gamma}_{0}{}^{\alpha}$是初始剪切应变;$\tau^{\alpha}$是滑移系临界剪切应力;$n$是应变速率敏感系数[27-28];为了考虑疲劳循环加载下的运动硬化效应,引入了背应力χ^{α}.采用Armstrong-Frederick运动硬化定律来描述背应力的演化方程[29],其定义如式(4):

$$\dot{\chi}^{\alpha} = b\dot{\gamma}^{\alpha} - r\chi^{\alpha}\left|\dot{\gamma}^{\alpha}\right| \tag{4}$$

式中b和r分别是硬化常数和动态恢复系数.

g^{α}是滑移系当前强度,可表示为:

$$\dot{g}^{\alpha} = \sum_{\beta}h_{\alpha\beta}\dot{\gamma}^{\beta} \tag{5}$$

式中:h为硬化模量,反映了变形过程中由位错增殖相互作用引起的滑移阻力的增加情况.

潜硬化$h_{\alpha\beta}$表示不同滑移系之间交互硬化行为,而自硬化$h_{\alpha\alpha}$表示单个滑移系硬化情况.分别见式(6)和式(7):

$$h_{\alpha\alpha} = h_{0}\operatorname{sech}^{2}\left|\frac{h_{0}\bar{\gamma}}{\tau_{s}-\tau_{0}}\right| \tag{6}$$

$$h_{\alpha\beta} = qh\left(\bar{\gamma}\right),\ \alpha \neq \beta \tag{7}$$

式中:τ_{0}和τ_{s}分别表示初始和最大的滑移系强度;h_{0}是初始硬化强度;q是潜硬化系数,取值为1.

$\bar{\gamma}$是所有滑移系累积滑移量,即:

$$\bar{\gamma} = \sum_{\alpha}\int_{0}^{t}\left|\dot{\gamma}^{\alpha}\right|\mathrm{d}t \tag{8}$$

2.2 晶体材料参数校准

为获得准确的微动疲劳宏—微观耦合多尺度计算结果,需要建立与宏观应力-应变关系一致的晶体材料参数.本文采用“试错法”,对单位代表体积元(RVE)模型进行参数拟合和校正.为了解决循环加载下多晶应力场分布不均匀的问题,对RVE模型进行均质应力σ_{ij}和应变ε_{ij}处理[30],见式(9)和式(10):

$$\overline{\sigma}_{ij} = \frac{1}{V}\int_{V}\sigma_{ij}\,\mathrm{d}V \tag{9}$$

$$\overline{\varepsilon}_{ij} = \frac{1}{V}\int_{V}\varepsilon_{ij}\,\mathrm{d}V \tag{10}$$

式中:V为RVE的体积.

本文使用的AA2024-T351合金晶体材料参数源于先前的研究工作[31],主要参数见表1.

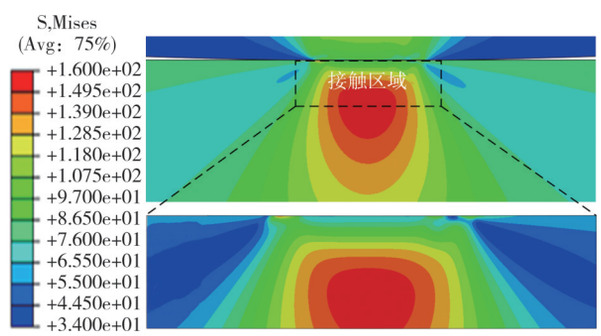
表1 AA2024-T351合金晶体材料参数

Tab.1 Crystalline material parameters for AA2024-T351 alloy

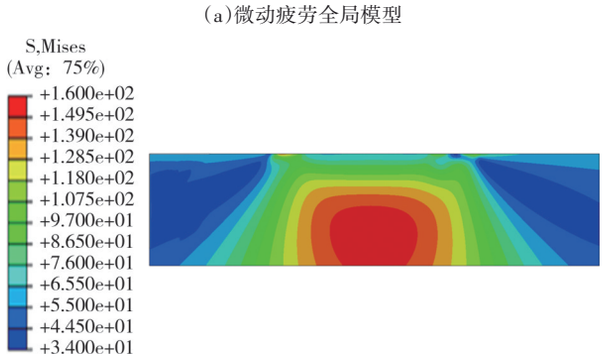
弹性模量/GPa			硬化指数和硬化系数				h_{0}/MPa	τ_{0}/MPa	τ_{s}/MPa
C_{11}	C_{12}	C_{44}	$\dot{\gamma}_{0}(s^{-1})$	n	b	r			
109.8	54.1	27.9	0.001	10	-24	1	70	97	111.6

2.3 晶粒梯度子模型

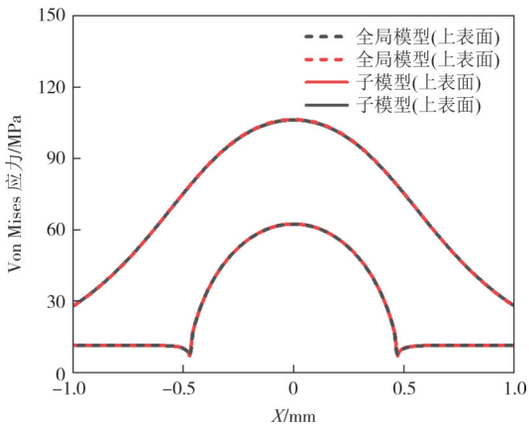
为了验证子模型方法的合理性,本文对微动疲劳全局模型接触区域的Von Mises分布与子模型进行了比较.如图4所示,全局模型接触区域与子模型应力分布一致,表明子模型方法的准确性.



(a)微动疲劳全局模型



(b)子模型



(c)接触区域上、下两端

图 4　全局模型和子模型的 Von Mises 分布

Fig.4　Distribution of Von Mises stress for global model and submodel

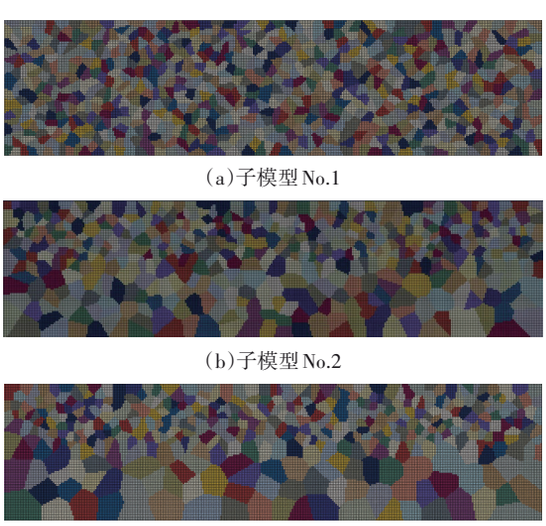
根据文献[32]中 AA2024-T351 合金晶粒尺寸分布映射,确定平均晶粒尺寸 d 为 40 μm. 为了研究晶粒梯度对 AA2024-T351 合金微动疲劳的影响,本文建立了三组晶粒梯度子模型,具体参数如表 2 所示.

表 2　晶粒梯度子模型尺寸

Tab.2　The size for grain gradient of submodels

子模型编号	上表面晶粒尺寸 d/μm	下表面晶粒尺寸 d_c/μm	晶粒梯度 d_c/d
No.1	40	40	1.0
No.2	40	70	1.75
No.3	40	100	2.5

图 5 表示三组晶粒梯度子模型,晶粒尺寸沿子模型上表面逐渐增大到下表面,在中间存在一个粒径分布的过渡区,该区域同时存在小粒径和大粒径.



(a)子模型 No.1

(b)子模型 No.2

(c)子模型 No.3

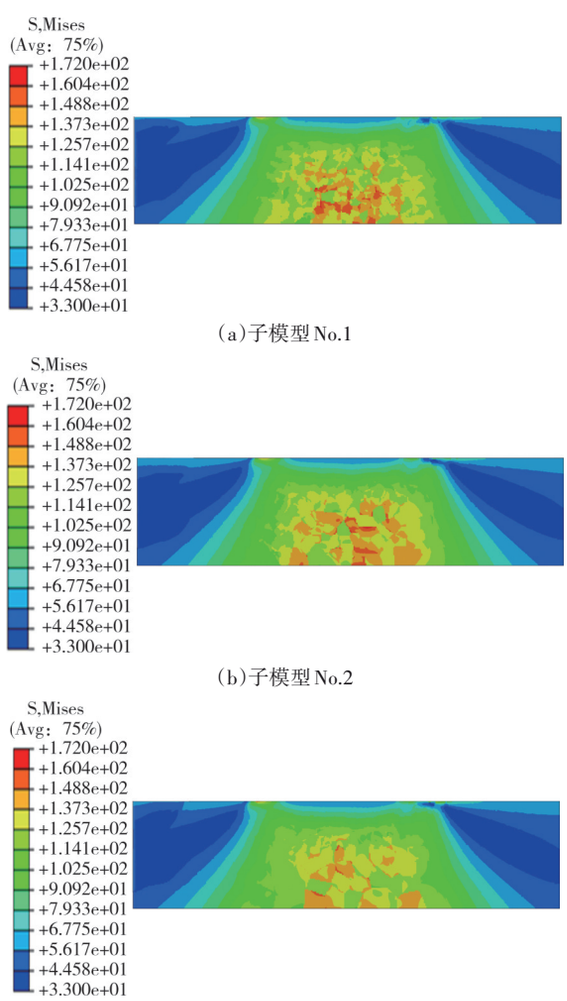
图 5　晶粒梯度子模型

Fig.5　Realisations for grain distribution of the submodel

3　模拟结果及分析

3.1　晶粒梯度对应力场的影响

三组晶粒梯度子模型的应力场分布如图 6 所示. 图 4(a)是与子模型对应的微动疲劳全局模型应力分布. 三组子模型的应力分布趋势与全局模型接触区域一致,沿中轴线对称,最大应力位于子模型中心靠近下表面,并向外逐渐扩展. 通过对比三组子模型的应力集中区域,观察到应力分布不均匀. 不同晶粒尺寸对子模型应力场产生不同的影响,随着晶粒梯度增大,高应力点的分布变得更加离散,同时子模型应力场梯度也随之增大. 这个现象归因于晶体各向异性,且塑性变形主要发生在大尺寸晶粒的晶界处. 在子模型的高应力梯度工况下,疲劳过程区域内的应力分量大小和相对贡献将迅速变化,增加了裂纹萌生和扩展风险.



(a)子模型 No.1

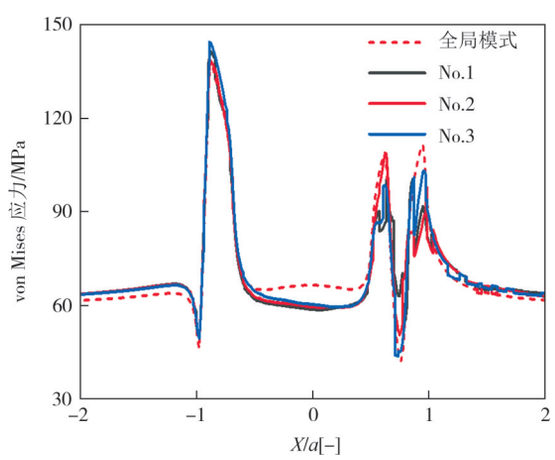
(b)子模型 No.2

(c)子模型 No.3

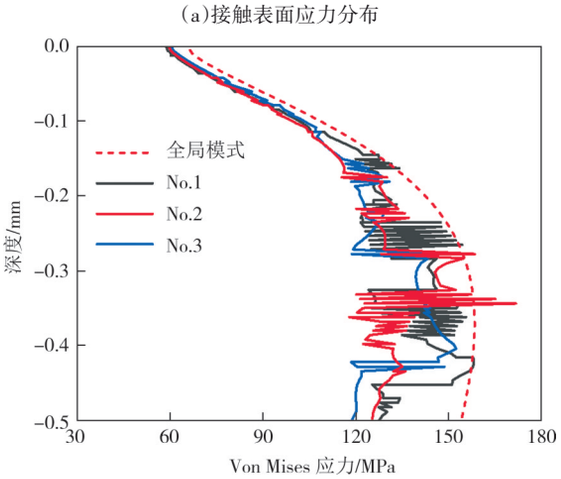
图 6　接触区域 Von Mises 分布

Fig.6　Distribution of Von Mises stress for the contact region

如图7(a)所示,三组子模型的上表面应力分布与全局模型基本一致.然而,在接触后缘附近,因晶粒织构而存在轻微差异,其中 a 为微动疲劳接触半径,取值为0.477 mm.总体来说,晶粒梯度对微动疲劳接触表面应力分布影响较小.图7(b)是子模型在不同深度处的应力分布,从子模型上表面中点(x=0, y=0)开始,沿中轴线一直延伸至下表面.结果显示,在较浅的深度范围(y<0.15 mm)内,各组晶粒梯度子模型应力分布基本一致;在深度为0.15~0.45 mm之间,各子模型应力分布出现明显差异,这表明晶粒梯度对子模型近下表面深度范围内的应力分布有显著影响.微观结构中晶粒的各向异性导致应力的波动,且通常在晶界处应力值最大.在子模型No.1中,晶粒数量较其他子模型更多,晶界分布密集,因此在晶界附近的应力波动最为活跃[33].相反,子模型No.3中的晶粒数量最少,晶界分布离散,因此晶界附近的应力波动不明显.



(a)接触表面应力分布



(b)深度应力分布

图7 接触区域应力分布

Fig.7 Stress distribution for the contact region

3.2 晶粒梯度对微动疲劳裂纹萌生位置的影响

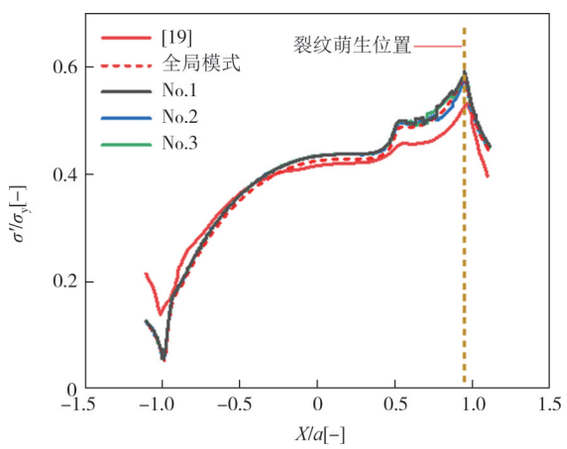
微动疲劳裂纹萌生位置可分为两种类型:接触表面和亚表面[34].然而,由于在试验过程中观察亚表面裂纹萌生形核点存在困难,往往会忽视这种类型的裂纹.文献[19]研究表明,微动疲劳裂纹萌生位置在接触界面后缘,对应等效多轴损伤应力 σ^* 最大值,因此,可以通过晶粒梯度子模型的 σ^* 预测微动疲劳裂纹萌生位置.等效多轴损伤应力 σ^* 可由三轴因子 R_v 和 Von Mises 等效应力 σ_{eq} 表示为:

$$\sigma^* = \sigma_{eq}(R_v)^{1/2} \tag{11}$$

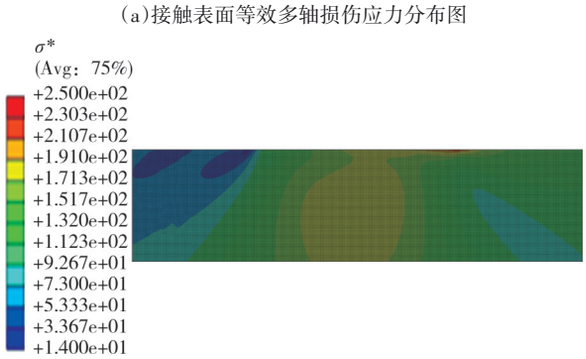
$$R_v = \frac{2}{3}(1+\nu) + 3(1-2\nu)\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right)^2 \tag{12}$$

其中,σ_H 是体积应力.

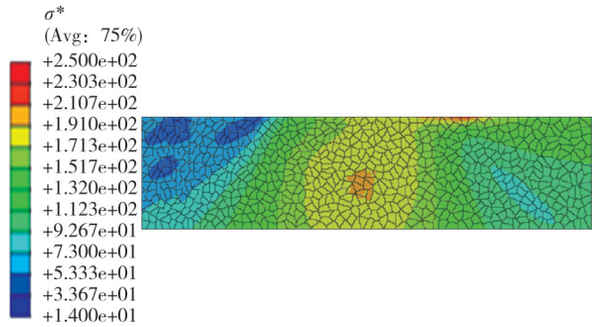
图8是三组晶粒梯度子模型等效多轴损伤应力分布,其中,σ_y 为材料的屈服强度,取值为383 MPa[19].如图8(a)所示,子模型的微动疲劳裂纹萌生位置几乎相同,均位于接触表面后缘,与文献[19]结论一致;图8(c)~(e)分别是不同晶粒梯度子模型中等效多轴损伤应力云图.结果表明,各模型 σ^* 最大值分布在接触表面后缘以及亚表面区域.然而,亚表面区域的裂纹萌生形核点并不明显,这表明在微动疲劳晶体塑性有限元模型中,仅仅使用等效多轴损伤应力来识别裂纹萌生位置是不够全面的.



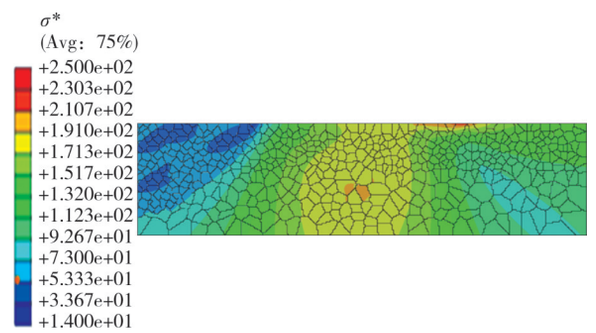
(a)接触表面等效多轴损伤应力分布图



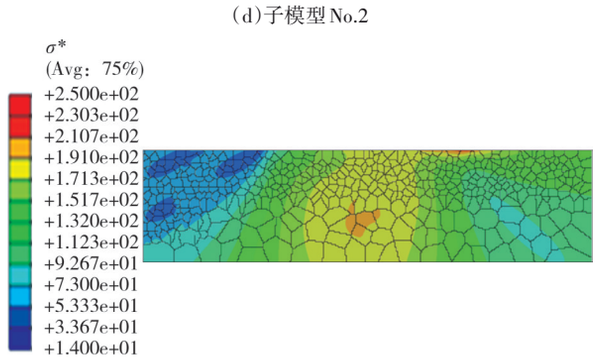
(b)微动疲劳全局模型



(c)子模型 No.1



(d)子模型 No.2



(e)子模型 No.3

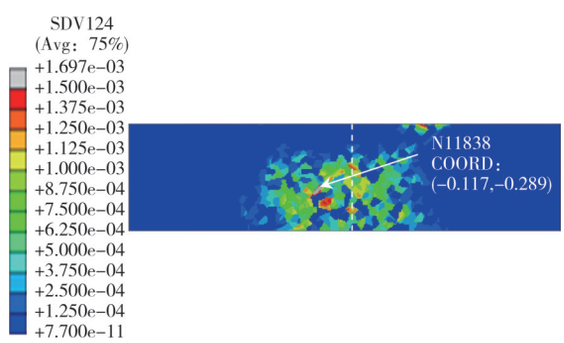
图 8　接触区域 σ^* 分布

Fig.8　Distribution of σ^* for the contact region

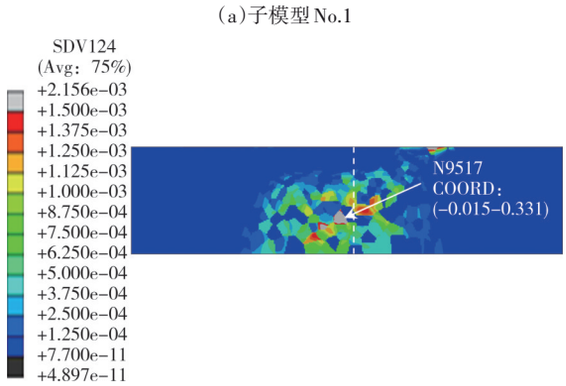
为了准确识别微动疲劳接触表面和亚表面的裂纹萌生位置,本文采用累积塑性滑移 p 作为裂纹萌生位置的判定标准. 累积塑性滑移 p 基于微观结构物理框架,能够捕捉晶体位错滑移,并适用于评估疲劳损伤和寿命预测[35],表示如式(13):

$$p=\int_0^t\left(\frac{2}{3}L^p:L^p\right)^{1/2}\mathrm{d}t \tag{13}$$

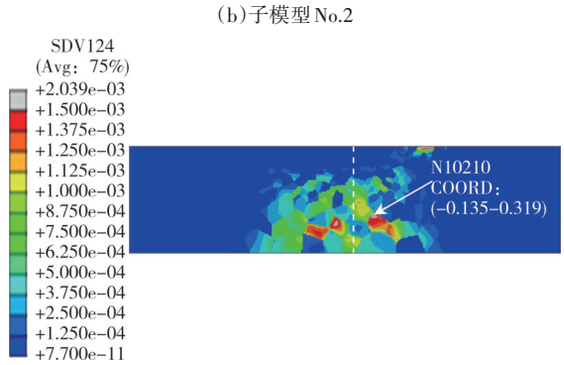
图 9 是三组子模型累积塑性滑移 p 分布图. 对于接触表面的裂纹萌生位置而言,各组子模型的 p 最大值均出现在接触后缘,与前述结论一致,说明晶粒梯度对微动疲劳接触表面裂纹萌生位置影响并不显著. 与图 8 亚表面区域裂纹萌生形核点不明显相比,图 9 累积塑性滑移清晰地显示了裂纹萌生位置. 在不同晶粒梯度子模型中,对于微动疲劳亚表面裂纹萌生位置的识别如下:随着晶粒梯度的增大,亚表面裂纹萌生形核点的水平位置从子模型中心轴左侧向右侧移动,竖向位置都在接触面以下约 0.3 mm 处,由此可见,晶粒梯度越大,亚表面裂纹萌生形核点的水平位置距离中心轴线右侧最远. 就累积塑性滑移云图形态而言,三组晶粒梯度均表现出不同程度的各向异性,这将影响后期裂纹扩展走向. 子模型 No.1 的累积塑性滑移云图呈团状分布,子模型 No.3 呈倾斜条带状分布,而子模型 No.2 介于两者之间. 在不同晶粒梯度的子模型中,裂纹主要在材料的晶界处萌生,仅少量裂纹出现在晶粒内部,这表明晶界易受损伤,促使裂纹的萌生和扩展,这一结果与文献[36]中的结论一致. 因此,在金属的设计和成形过程中,应重视提升晶界的强度和抗断裂性能.



(a)子模型 No.1



(b)子模型 No.2



(c)子模型 No.3

图 9　接触区域累积塑性滑移 p 分布

Fig.9　Distribution of accumulated plastic slip p for the contact region

3.3 晶粒梯度对微动疲劳裂纹萌生寿命的影响

在本研究中,使用累积塑性滑移p预测微动疲劳裂纹萌生寿命.单次循环累积塑性滑移p_{cyc}在疲劳循环加载稳定阶段应保持恒定,累积塑性滑移p与裂纹萌生寿命N_{i}成反比,裂纹萌生寿命由式(14)表示:

$$N_{\mathrm{i}} = \frac{p_{\mathrm{crit}}}{p_{\mathrm{cyc}}} \tag{14}$$

式中:p_{crit}是疲劳过程中裂纹萌生累积塑性滑移临界值.

图10是三组子模型裂纹萌生形核点的累积塑性滑移随微动疲劳循环周期的演化过程.结果表明,在循环初期,子模型No.1亚表面裂纹萌生的累积塑性滑移小于接触面,但随着循环次数增加,亚表面累积塑性滑移逐渐超过接触面,最终导致裂纹在亚表面处萌生,属于文献[34]中描述的微动疲劳裂纹萌生位置之一.相比之下,子模型No.2接触面和亚表面裂纹萌生的累积塑性滑移趋势与子模型No.1相反,即由亚表面累积塑性滑移大于接触面逐渐过渡到小于接触面.而子模型No.3接触面裂纹萌生的累积塑性滑移始终大于亚表面.随着晶粒梯度的增大,这种趋势变化更为显著.这是因为在同一子模型中,大尺寸晶粒内部取向更加一致,使得位错难以穿越晶界,从而减少了塑性滑移的发生,导致材料亚表面的累积塑性滑移减少,进而影响了裂纹萌生寿命,使亚表面的裂纹萌生寿命明显大于接触表面.由此可见,晶粒梯度对微动疲劳两种类型的裂纹萌生累积塑性滑移具有显著影响.通过对比所有裂纹萌生点,发现子模型No.1累积塑性滑移最小,裂纹萌生寿命最大.这是因为当晶粒梯度较小时,晶粒间应力分布更均匀,能够减少塑性滑移的集中程度,从而降低裂纹萌生倾向,延长裂纹萌生寿命,这符合子模型低应力梯度在疲劳过程中变化不明显、不易发生裂纹萌生和扩展的特征.相反,当晶粒梯度较大时,子模型内的应力梯度也会增加,这种应力梯度的增加会促进位错滑移,导致累积塑性滑移增大,从而增加裂纹的萌生和扩展风险.

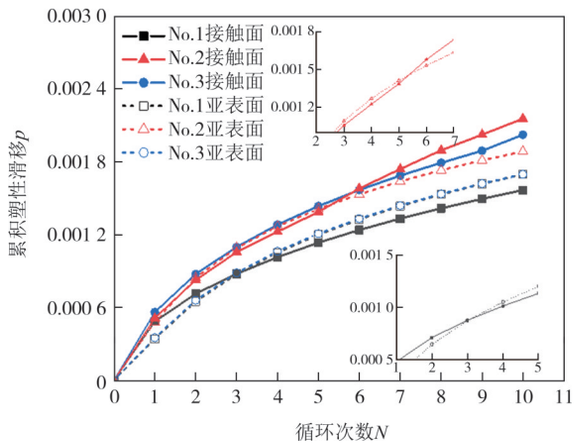


图10 子模型裂纹萌生点累积塑性滑移演化过程

Fig.10 Evolutions of accumulated plastic slip p for the crack initiation of the submodel

4 结 论

1)晶粒梯度对微动疲劳接触区域应力场分布产生显著影响.在微动疲劳中,变形主要发生在大尺寸晶粒中,晶粒梯度越大,意味着晶粒间尺寸变化越大,从而导致应力空间梯度增大.

2)晶粒梯度对微动疲劳接触面上裂纹萌生位置影响较小,但对亚表面裂纹萌生影响很显著.当晶粒梯度d_{c}/d值为1时,亚表面裂纹萌生位置位于子模型中心轴左侧较远处;随着晶粒梯度增大,即d_{c}/d值为1.75时,亚表面裂纹萌生位置逐渐向子模型中心轴靠近,但仍然在左侧;当晶粒梯度d_{c}/d值进一步增加至2.5时,亚表面裂纹萌生位置则移至子模型中心轴右侧.

3)晶粒梯度对微动疲劳裂纹萌生寿命影响显著.晶粒梯度d_{c}/d值为1时,微动疲劳裂纹萌生寿命最长.随着晶粒梯度增大,微动疲劳亚表面的累积塑性滑移小于接触表面,即亚表面的裂纹萌生寿命大于接触表面.

以上结论表明,晶粒梯度影响晶体材料应力场分布,并对金属构件的微动疲劳裂纹萌生位置和寿命产生影响.通过金属材料加工方法改变晶粒梯度,将有效改善微动疲劳裂纹萌生位置和裂纹扩展方向.

参考文献

[1] SZOLWINSKI M P, FARRIS T N. Observation, analysis and

prediction of fretting fatigue in 2024-T351 aluminum alloy[J]. Wear, 1998, 221(1): 24-36.

[2] SU Y, HAN Q N, ZHANG C C, et al. Effects of secondary orientation and temperature on the fretting fatigue behaviors of Ni-based single crystal superalloys [J]. Tribology International, 2019, 130: 9-18.

[3] GÜRER G, GÜR C H. Failure analysis of fretting fatigue initiation and growth on railway axle press-fits[J]. Engineering Failure Analysis, 2018, 84: 151-166.

[4] POURHEIDAR A, REGAZZI D, CERVELLO S, et al. Fretting fatigue analysis of full-scale railway axles in presence of artificial micro-notches[J]. Tribology International, 2020, 150: 106383.

[5] HELMI A M. Fretting fatigue and wear damage of structural components in nuclear power stations: Fitness for service and life management perspective[J]. Tribology International, 2006, 39(10): 1294-1304.

[6] 赵华,周仲荣. 数值方法在微动疲劳研究中的应用进展[J]. 摩擦学学报,2000, 20(4): 317-320.
ZHAO H, ZHOU Z R. Application and progress of numerical methods in analysis of fretting fatigue [J]. Tribology, 2000, 20(4): 317-320.(in Chinese)

[7] LI J, ZHOU J Z, FENG A X, et al. Analysis of microstructure and tensile properties produced by cryogenic laser peening on 2024-T351 aluminum alloy[J]. Vacuum, 2018, 158: 141-145.

[8] ZHOU J Z, LI J, XU S Q, et al. Improvement in fatigue properties of 2024-T351 aluminum alloy subjected to cryogenic treatment and laser peening[J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 345: 31-39.

[9] WANG J T, ZHANG Y K, CHEN J F, et al. Effect of laser shock peening on the high-temperature fatigue performance of 7075 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 704: 459-468.

[10] 刘道新,何家文. 微动疲劳影响因素及钛合金微动疲劳行为[J]. 航空学报,2001, 22(5): 454-457.
LIU D X, HE J W. Review of factors that influence fretting fatigue (ff) and investigation on ff behavior of Ti-alloy[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2001, 22(5): 454-457.(in Chinese)

[11] 张天杨,陈思源,TOURSANGSARAKI M,等. 2024-T351铝合金激光冲击微观组织强化机制分析[J]. 航空制造技术,2023, 66(16): 111-116.
ZHANG T Y, CHEN S Y, TOURSANGSARAKI M, et al. Analysis of microstructure strengthening mechanisms of laser peening on 2024-T351 aluminum alloy [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(16): 111-116.(in Chinese)

[12] 秦芳诚,李永堂, 巨丽, 等. 环件辗扩成形过程微观组织及性能控制研究进展[J]. 机械工程学报 ,2016, 52(16): 42-56.
QIN F C, LI Y T, JU L, et al. Advances in control of microstructure and properties during rolling forming of ring parts[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2016, 52(16): 42-56.(in Chinese)

[13] MCCARTHY O J, MCGARRY J P, LEEN S B. The effect of grain orientation on fretting fatigue plasticity and life prediction [J]. Tribology International, 2014, 76: 100-115.

[14] ZHANG M, MCDOWELL D L, NEU R W. Microstructure sensitivity of fretting fatigue based on computational crystal plasticity[J]. Tribology International, 2009, 42(9): 1286-1296.

[15] 林恩强, 郭然, 罗吉祥, 等. 螺栓紧固铝板疲劳裂纹萌生的有限元参数分析[J]. 工程力学, 2010, 27(6): 245-251.
LIN E Q, GUO R, LUO J X, et al. Analysis of the parameter effect on fatigue crack in riveted components with finite element method[J]. Engineering Mechanics, 2010, 27(6): 245-251.(in Chinese)

[16] 丁俊,康国政,彭金方,等. 调质42CrMo钢的弯曲微动疲劳实验研究[J]. 工程力学,2014, 31(8): 230-234.
DING J, KANG G Z, PENG J F, et al. Experimental study on bending fretting fatigue of tempered 42CrMo steel [J]. Engineering Mechanics, 2014, 31(8): 230-234.(in Chinese)

[17] 赵杰江, 尹东, 唐力晨, 等. 微动接触状态对锆合金磨损速率影响的数值计算与分析[J]. 工程力学, 2016, 33(增刊1): 275-282.
ZHAO J J, YIN D, TANG L C, et al. Numerical calculation and analysis of the effect of fretting contact conditions on the wear rate of zircaloy[J]. Engineering Mechanics, 2016, 33(Sup.1): 275-282.(in Chinese)

[18] LIU L Y, YANG Q S, LIU X, et al. Crystal cracking of grain-gradient aluminum by a combined CPFEM-CZM method [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2021, 242: 107507.

[19] HOJJATI-TALEMI R, ABDEL WAHAB M, DE PAUW J, et al. Prediction of fretting fatigue crack initiation and propagation lifetime for cylindrical contact configuration [J]. Tribology International, 2014, 76: 73-91.

[20] 刘道新,刘军,刘元镛. 微动疲劳裂纹萌生位置及形成方式研究[J]. 工程力学,2007, 24(3): 42-47.
LIU D X, LIU J, LIU Y Y. Study on nucleating location and formation of fretting fatigue cracks[J]. Engineering Mechanics, 2007, 24(3): 42-47.(in Chinese)

[21] LAI Y S, WANG T H. Verification of submodeling technique in thermomechanical reliability assessment of flip-chip package assembly [J]. Microelectronics Reliability, 2005, 45 (3/4): 575-582.

[22] HAREWOOD F J, MCHUGH P E. Investigation of finite element mesh independence in rate dependent materials [J]. Computational Materials Science, 2006, 37(4): 442-453.

[23] WANG J, ZHOU C Z. A meso-scale fretting fatigue simulation method based on submodelling technique[C]//Proceedings of the ASME 2021 International Mechanical Engineering Congress and

Exposition. Virtual Online: American Society of Mechanical Engineers,2021.

[24] CORMIER N G, SMALLWOOD B S, SINCLAIR G B, et al. Aggressive submodelling of stress concentrations [J]. International Journal for Numerical Methods in Engineering,1999, 46(6):889-909.

[25] ZHANG K S,SHI Y K,JU J W. Grain-level statistical plasticity analysis on strain cycle fatigue of a FCC metal[J]. Mechanics of Materials, 2013, 64: 76-90.

[26] HUANG Y G. A user-material subroutine incroporating single crystal plasticity in the ABAQUS finite element program [M]. Cambridge, UK: Harvard University, 1991.

[27] PEIRCE D, ASARO R J, NEEDLEMAN A. An analysis of nonuniform and localized deformation in ductile single crystals[J]. Acta Metallurgica, 1982, 30(6): 1087-1119.

[28] HORSTEMEYER M F, MCDOWELL D L. Modeling effects of dislocation substructure in polycrystal elastoviscoplasticity [J]. Mechanics of Materials, 1998, 27(3): 145-163.

[29] BENNETT V P, MCDOWELL D L. Polycrystal orientation distribution effects on microslip in high cycle fatigue [J]. International Journal of Fatigue, 2003, 25(1): 27-39.

[30] DIARD O, LECLERCQ S, ROUSSELIER G, et al. Evaluation of finite element based analysis of 3D multicrystalline aggregates plasticity application to crystal plasticity model identification and the study of stress and strain fields near grain boundaries [J]. International Journal of Plasticity,2005,21(4):691-722.

[31] CHEN Q Q, XU Y Z, LIN X H, et al. A crystal plasticity based methodology for crack initiation lifetime prediction of fretting fatigue in AA2024-T351 alloy [J]. Construction and Building Materials,2023,408:133578.

[32] LI J,ZHOU J Z,SUN Y H,et al. Study on mechanical properties and microstructure of 2024-T351 aluminum alloy treated by cryogenic laser peening [J]. Optics & Laser Technology, 2019, 120:105670.

[33] ZHOU H, WEI P T, LIU H J, et al. Crystal elasticity analysis of contact fatigue behavior of a wind turbine gear [J]. Journal of Mechanical Science and Technology, 2019, 33 (10): 4791-4802.

[34] WANG J,ZHOU C Z. Analysis of crack initiation location and its influencing factors of fretting fatigue in aluminum alloy components [J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2022, 35 (6): 420-436.

[35] MANONUKUL A, DUNNE F P E. High-and low-cycle fatigue crack initiation using polycrystal plasticity[J]. Proceedings of the Royal Society of London Series A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences,2004,460(2047):1881-1903.

[36] YALÇINKAYA T İ Ö, FIRAT A O. Inter-granular cracking through strain gradient crystal plasticity and cohesive zone modeling approaches [J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics,2019,103:102306.