

Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金缺口敏感性研究： 高温拉伸和疲劳

季显坤¹, 赵春玲¹, 李 奎¹, 何 建², 陈德万³, 丁贤飞⁴, 梁永锋^{3*}

(1. 中国航发湖南动力机械研究所, 湖南 株洲 412002; 2. 陆军装备部驻株洲地区某军事代表室, 湖南 株洲 412002;
3. 北京科技大学新金属材料全国重点实验室, 北京 100083; 4. 北京航空材料研究院有限公司, 北京 100089)

摘 要: 研究评估 TiAl 合金的缺口力学行为是保障 TiAl 合金低压叶片安全低风险运行的基本手段。通过制备不同应力集中系数的缺口试样, 在两个不同温度下进行拉伸和疲劳测试, 开展 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的高温拉伸和疲劳的缺口敏感性研究。高温拉伸性能缺口敏感性研究结果表明, 随应力集中系数 K_t 的增加, Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金在相同温度条件下平均抗拉强度先增加后减小; 在相同应力集中系数 K_t 条件下, 随温度的增加, 平均抗拉强度略有下降, 变化不大。高温疲劳性能缺口敏感性研究结果表明, Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的疲劳强度随应力集中系数 K_t 的增加而下降; Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金在 700 °C 下的疲劳强度高于在 550 °C 下的疲劳强度, 表明该合金具有较好的高温疲劳性能。使用扫描电镜观察了 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的拉伸、疲劳断口形貌和裂纹扩展路径, 发现高应力集中增加了断口表面的粗糙程度, 不改变裂纹扩展路径。使用透射电镜观察了 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的拉伸和疲劳变形组织中的位错分布, 结果表明位错滑移是主要的变形机制, 在变形组织中出现了少量的变形孪晶。

关键词: TiAl 合金; 拉伸缺口敏感性; 疲劳缺口敏感性; 断口; 裂纹

中图分类号: TF76, TG146

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2026)03-0092-09

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.03.010

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Study on notch sensitivity of Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy: high-temperature tensile and fatigue testing

Ji Xiankun¹, Zhao Chunling¹, Li Kui¹, He Jian², Chen Dewan³,
Ding Xianfei⁴, Liang Yongfeng^{3*}

(1. China Aero-Engine Corporation Hunan Power Machinery Research Institute, Zhuzhou 412002, Hunan, China; 2. Military Representative Office of the Army Equipment Department in Zhuzhou, Zhuzhou 412002, Hunan, China; 3. National Key Laboratory of New Metal Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 4. Beijing Aerospace Materials Research Institute Co., Ltd., Beijing 100089, China)

Abstract: Investigating notch mechanics behavior of TiAl alloys is a fundamental approach for ensuring safe and low-risk operation of TiAl alloy low-pressure blades. In this study, notch specimens with different stress concentration factors were prepared and subjected to tensile and fatigue tests at two different temperatures to investigate the notch sensitivity of Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy under high-temperature tensile and fatigue conditions. The results from investigation of high-temperature tensile performance notch sensitivity indicate that, under the same temperature conditions, average tensile strength of Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy firstly increases and then decreases with the increase of the stress concentra-

收稿日期: 2025-08-29; 修回日期: 2025-12-15; 接受日期: 2025-12-17

作者简介: 季显坤, 1991 年出生, 浙江温州人, 博士, 高级工程师, 研究方向: 航空发动机材料与工艺, E-mail: 2635629973@qq.com; *通信作者: 梁永锋, 1980 年出生, 陕西宝鸡人, 博士, 教授, 研究方向: 金属间化合物结构及功能材料, E-mail: liangyf@skl.ustb.edu.cn。

tion factor Kt . Under the same stress concentration factor Kt , average tensile strength slightly decreases with the increase of temperature, but the change is not significant. The results from investigation of high-temperature fatigue performance notch sensitivity indicate that fatigue strength of Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy decreases with increasing stress concentration factor Kt . The fatigue strength of Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy at 700 °C is higher than that at 550 °C, indicating that the alloy exhibits good high-temperature fatigue performance. Scanning electron microscopy (SEM) was used to observe the fracture surface morphology and crack propagation and widening of the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy under tensile and fatigue loading. It was found that high stress concentration increased the surface roughness of the fracture surface but did not alter the crack propagation path. Transmission electron microscopy was used to observe the dislocation distribution in the tensile and fatigue deformation microstructures of the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy. The results indicated that dislocations glide were the primary deformation mechanism, with a small amount of deformation twinning observed in the deformation microstructure.

Key words: TiAl alloys; tensile notch sensitivity; fatigue notch sensitivity; fracture; cracks

0 引言

低密度^[1-3]的 TiAl 合金低压涡轮叶片^[4-6]对航空发动机具有较大的减重效果,有利于提高燃油效率和燃油经济性^[7-8]。在航空发动机启动的瞬间,高温燃气高速撞击涡轮叶片,叶片首先受到弯曲的载荷,然后在较大的离心载荷作用下高速旋转运动。由于高温燃气流量的波动,涡轮叶片还会受到高频振动的作用。燃气烧蚀还会在涡轮叶片表面形成微小缺口,影响叶片的力学性能。其中缺口高温拉伸性能和缺口高温疲劳性能是涡轮叶片材料最重要的两个性能指标。

多种因素对 TiAl 合金的疲劳性能产生影响,如蠕变-疲劳交互作用^[9]、拉伸过载^[10]、应力比的大小^[11]、温度^[12-13]、显微组织^[14-16]。解理断裂^[17]是 TiAl 合金的主要失效方式,在疲劳测试中,随应变幅的变化, TiAl 合金的塑性行为不同,高应变幅下以变形孪晶为主,低应变幅下以位错滑移为主^[18],高温循环相变^[19]和界面点阵错配^[20]是造成 TiAl 合金性能恶化的主要因素。在单轴拉伸^[21-22]条件下,部分 TiAl 合金表现出“缺口强化”现象,即缺口试样的强度高于光滑试样。然而,这种现象受缺口尺寸^[23]、温度^[24]的影响显著。缺口通常会损害 TiAl 合金的疲劳性能, XU 等人^[25]发现,一个 0.2 mm 宽、1 mm 深的预制缺口可使 Ti-46Al-7Nb 合金的疲劳强度下降约 50%。STRZELECKI 等人^[26]指出,随着缺口根部半径减小(即应力集中系数增大),疲劳寿命和强度均下降。LIU 等人^[27]提出一种考虑失效概率的 $S-N$ 曲线预测方法,强调忽略缺口效应会导致疲劳强度被高估,增加工程应用的风险。尖锐缺口的作用类似微裂纹,缺口试样的失效是在微裂纹、局部片层取向和局部拉应力的综合作用下发生的。

为评估 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金作为高温叶片

材料的应用潜力,课题组制备了具有不同理论应力集中系数的拉伸与疲劳试样,开展了高温下的力学性能测试。试验的重点在于揭示该合金的拉伸强度与疲劳强度随应力集中程度和温度的变化规律,同时结合断口形貌分析、裂纹扩展路径观察及位错结构表征,探讨其断裂机制与变形行为,目的是评价 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金作为航空发动机低压涡轮叶片材料使用的潜力。

1 材料与试验

1.1 材料

名义成分为 Ti-46Al-5Nb-0.1C 的合金通过陶瓷型壳熔模精密铸造制备,同炉浇注出 $\varnothing 20 \text{ mm} \times 200 \text{ mm}$ 的试棒,浇注的试棒通过机加工制备相应的力学性能试样。浇注后的试棒通过 1 270 °C/150 MPa/4 h 热等静压处理减少铸造缺陷,降低孔隙率。表 1 是所制备合金的化学成分检测结果,结果显示,制备材料的成分与名义成分相差不大,图 1 显示了 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金浇注试棒的形貌。

表 1 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金成分测试结果
Table 1 Chemical composition of the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy used in this study %

Ti	Al	Nb	C	N	O	H
57.648 3	26.95	12.33	0.022	0.004	0.044	0.001 7

1.2 力学性能测试

拉伸试样的形貌设计如图 2 所示,光滑试样的应力集中系数是 $Kt=1$,缺口拉伸试样的应力集中系数是 $Kt=2$ 和 $Kt=3$, $Kt=2$ 的缺口试样根部圆弧半径是 $r=0.85 \text{ mm}$, $Kt=3$ 的缺口试样根部半径是 $r=0.25 \text{ mm}$ 。样品尺寸形貌设计符合 ASTM 国际标准,拉伸试验过程中保持应变速率不变。

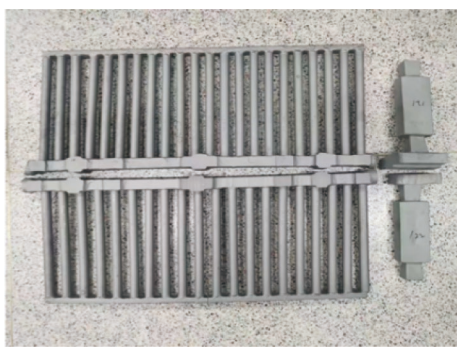
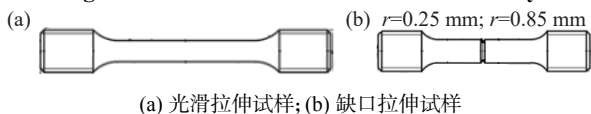


图1 Ti-46Al-5Nb-0.1C合金试棒

Fig. 1 Test rod of the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy



(a) 光滑拉伸试样; (b) 缺口拉伸试样

图2 Ti-46Al-5Nb-0.1C合金拉伸应力集中试样尺寸形貌

Fig. 2 Dimensions and morphology of tensile stress concentration specimens for the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy

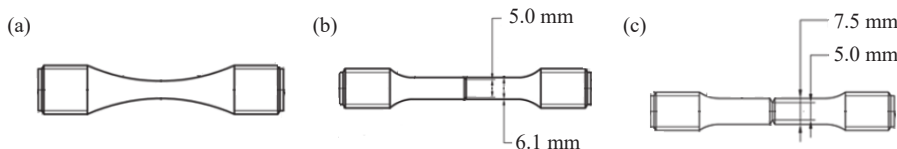
(a) 光滑疲劳试样, $Kt=1$; (b) 缺口疲劳试样, $Kt=2$; (c) 缺口疲劳试样, $Kt=3$

图3 Ti-46Al-5Nb-0.1C合金高周疲劳试样尺寸形貌

Fig. 3 Dimensions and morphology of high-cycle fatigue specimens for the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy

2 结果与讨论

2.1 Ti-46Al-5Nb-0.1C合金的组织与相组成

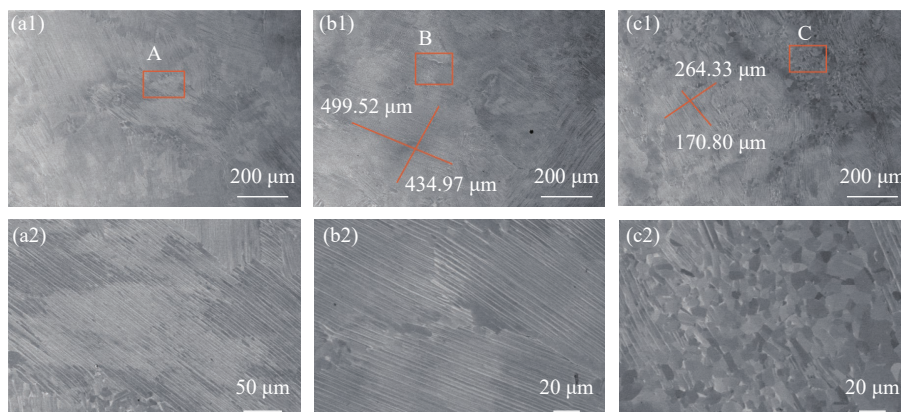
图4是Ti-46Al-5Nb-0.1C合金的初始组织表征结果。SEM分析表明,Ti-46Al-5Nb-0.1C合金是近全片层组织,部分等轴 γ 晶分布在片层团之间,单个片层团大小在200~500 μm 变动,少数片层团尺寸较大,组织均匀性良好。图5的XRD

疲劳试样的尺寸形貌如图3所示,光滑疲劳试样采用大圆弧过渡设计,在减小应力集中的同时确保试样断裂处位于中部位置。制备了3种不同尺寸形貌的疲劳试样,分别对应3个应力集中系数, $Kt=1$ 、 $Kt=2$ 、 $Kt=3$ 。疲劳试验采用控制应力的方式进行,应力比 $R=-1$ 。

1.3 微观分析

XRD测试在Smart Lab 9kW设备上完成,射线靶材为Cu。衍射数据收集角度是 $20 \sim 90^\circ$,采集速率为 $5^\circ/\text{min}$ 。SEM分析在Zeiss Supra55设备上完成,SEM样品经过机械抛光和腐蚀处理,机械抛光后样品表面粗糙度小于 $0.2 \mu\text{m}$,腐蚀液的成分是95 mL水+3 mL硝酸+2 mL氢氟酸。透射电子显微镜(TEM)样品从断口纵截面切取,机械磨削至厚度 $50 \mu\text{m}$,再使用电解双喷装置减薄,电解双喷液的组成是5% HClO_4 +35% 丁醇+60% 甲醇(体积分数)。

测试结果表明,Ti-46Al-5Nb-0.1C合金主要由TiAl和 Ti_3Al 相组成,其中TiAl相的体积分数是85.3%, Ti_3Al 相的体积分数是14.7%。在使用MDI JADE软件分析XRD数据时, Ti_3Al 与 $(\text{Al}_{0.86}\text{Nb}_{0.14})(\text{Ti}_{2.85}\text{Nb}_{0.15})$ 的衍射峰相近,这表明有一定量的Nb元素进入了 Ti_3Al 的亚点阵。 Ti_3Al 中掺杂的Nb元素导致点阵畸变,引起 Ti_3Al 相的进一步强化。



(a1) 区域1; (a2) 为图(a1)中区域A的放大图; (b1) 区域2; (b2) 为图(b1)中区域B的放大图; (c1) 区域3; (c2) 为图(c1)中区域C的放大图

图4 Ti-46Al-5Nb-0.1C合金的初始组织

Fig. 4 Initial microstructure of the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy

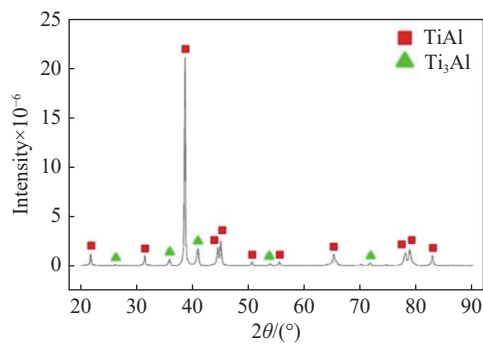


图 5 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的 XRD 测试结果

Fig. 5 XRD (X-ray diffraction) results of the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy

2.2 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的拉伸应力集中敏感性

2.2.1 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的缺口拉伸性能

表 2 是 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的高温拉伸测试结果, 测试温度是 550 ℃ 和 750 ℃, 在每一个应力集中系数 K_t 下, 测试了 2 个平行拉伸试样。图 6 是根据表 2 绘制的抗拉强度 R_m 随温度和应力集中系数变化的散点图。拉伸试验涉及温度和应力集中系数 2 个变量, 观察图 6, 随应力集中系数增加, 抗拉强度先升高后下降。值得注意的是, 在高应力集中系数 ($K_t=3$) 下, 合金的缺口敏感性 (Notch Sensitivity Ratio) NSR 值仍处于较高水平, 显示出较低的缺口敏感性。TiAl 合金的软化温度通常较高, 因此温度对合金抗拉强度的影响较小。

2.2.2 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的拉伸断口形态

图 7 是 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金在不同温度和不同应力集中系数下拉伸断口的对比结果。图中 2 个光滑试样的断口相对平整, 未出现类似缺口试样中的大尺寸二次裂纹, 缺口试样的二次裂纹表现为大尺寸的凹痕和凸起。根据断口的扫描结果, 裂纹的形核位置通常位于试样的外缘部分, 以沿片层断

裂的形式形核并向内扩展。光滑试样的断口形态相对平整, 这是裂纹局部偏转形成的。缺口试样的表面更加粗糙, 能观察到较多的大尺寸二次裂纹, 这样的裂纹是不利取向的沿片层断裂积累导致穿片层断裂形成的, 表现为大尺寸二次裂纹。

表 2 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金高温拉伸测试结果
Table 2 High-temperature tensile test results for the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy

$T/^\circ\text{C}$	K_t	R_m/MPa	Average/MPa	NSR
550	1	467	474	1
	1	481		
	2	588	572.25	1.21
	2	556.5		
	3	546	514.5	1.09
	3	483		
750	1	469	463.5	1
	1	458		
	2	465.5	533.75	1.15
	2	602		
	3	518	446.25	0.96
	3	374.5		

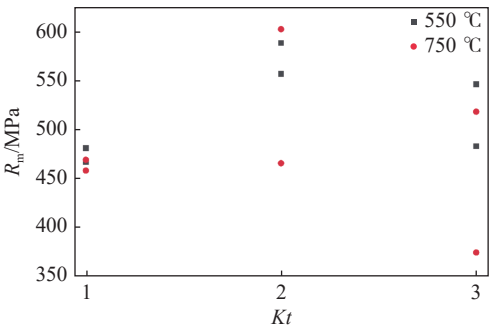
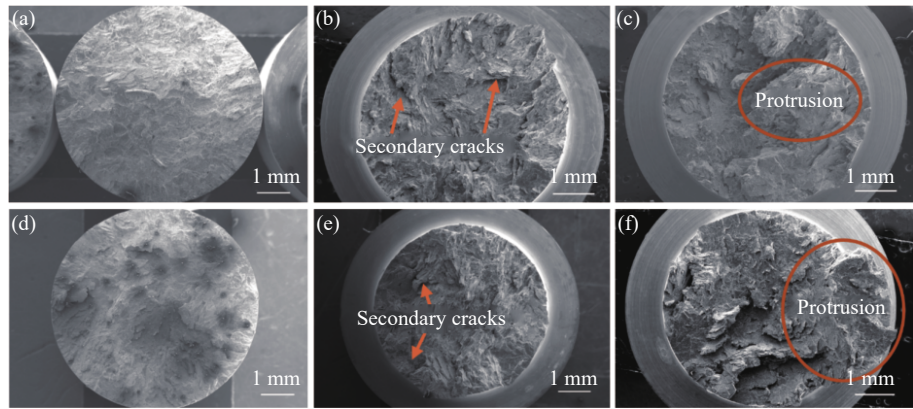


图 6 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金高温抗拉强度随温度和理论应力集中系数的变化

Fig. 6 Variation of high-temperature tensile strength of the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy with temperature and theoretical stress concentration factor



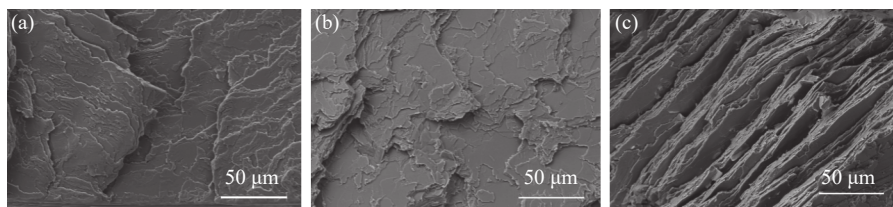
(a) 550 ℃, $K_t=1$; (b) 550 ℃, $K_t=2$; (c) 550 ℃, $K_t=3$; (d) 750 ℃, $K_t=1$; (e) 750 ℃, $K_t=2$; (f) 750 ℃, $K_t=3$

图 7 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金不同温度和应力集中系数下的高温拉伸断口

Fig. 7 High-temperature tensile fracture surfaces of Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy at different temperatures and stress concentration coefficients

Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的高温拉伸断口主要由 3 种类型的局部断口组成,即试样边缘沿片层裂纹源、中心局部沿片层断裂区和中心局部穿片层断裂区,如图 8 所示。在图 8(a) 中,沿片层的裂纹源并不是完全的平整,而是由少数断裂的片层组成,这

表明裂纹只发生了小角度的偏转,中心的沿片层断裂形态与之相似。图 8(c) 是 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金拉伸断口内部的穿片层断裂形态,根据图中片层的取向,可以判断穿片层断裂与加载轴的夹角小于 45° 。



(a) 典型的沿片层裂纹源; (b) 沿片层断裂; (c) 穿片层断裂

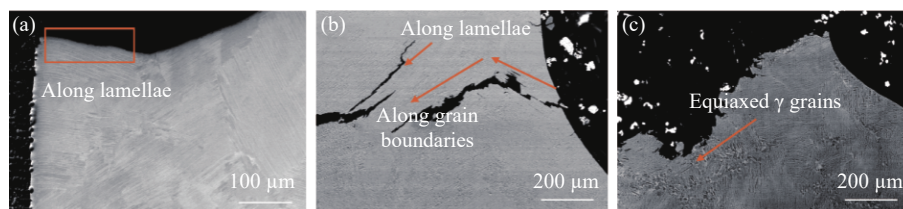
图 8 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金拉伸断口的组成

Fig. 8 Composition of tensile fracture surface of the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy

2.2.3 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金缺口处的拉伸裂纹

图 9 是 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金 550 °C 高温拉伸断口的裂纹扩展形态,这是通过扫描断口纵截面实现的。图 9(a) 显示了一个取向有利的片层团位于试样断裂处的外缘部分,这导致了相对平坦的裂纹形核,且未观察到二次裂纹。图 9(b) 显示了缺口根部一个二次裂纹的形核扩展形态,二次裂纹沿片

层形核并沿片层团界面扩展,激发出多个次生沿片层裂纹。图 9(c) 显示了缺口根部主裂纹的扩展形态,复杂的局部组织形态使得主裂纹扩展路径曲直,主裂纹发生多次偏转。光滑拉伸试样的断裂总是起源于局部软取向片层团,见图 9 (a),对缺口试样而言,断裂总是出现在缺口根部高应力集中区,这使得断裂与局部片层团取向相关性变低,见图 9(c)。



(a) $Kt=1$; (b) $Kt=2$; (c) $Kt=3$

图 9 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金 550 °C 高温拉伸缺口处的断裂特性

Fig. 9 Fracture characteristics of notch of the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy after tensile test at 550 °C

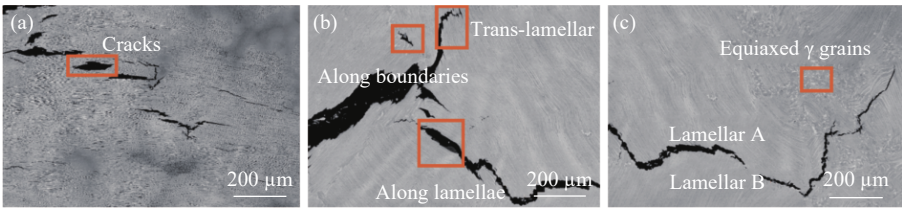
图 10 展示了 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的 3 种裂纹扩展方式,即通过穿片层桥接韧性带扩展、通过裂纹的沿片层界面偏转和沿片层团界面扩展。在图 10(a) 中,在裂纹尖端应力场的作用下,片层界面形成菱形开裂区,这样的开裂区呈阶梯式排列,相邻开裂区中间的片层发生弯曲,构成了穿片层桥接韧性带断裂的初期形貌。在图 10(b) 中,裂纹从左侧向右上方通过沿片层方式扩展,在 3 个片层团的交界处,裂纹尖端激发出了 3 种二次裂纹,一个穿片层扩展的二次裂纹、一个沿片层团界面形核的二次裂纹、一个新的沿片层扩展的二次裂纹,在这 3 个二次裂纹中,只有沿片层二次裂纹的扩展距离最大,这再次体现了沿片层扩

展具有最小扩展阻力的特性。在图 10(c) 中,二次裂纹自图片左侧向右侧扩展,终止于两个片层团的界面处,该二次裂纹一直沿着片层团界面扩展,只激发了零星几个二次裂纹,这表明片层团界面对裂纹扩展的阻力有限,但是由于片层团界面的偏转作用,片层团界面对裂纹能量的消耗是较大的,这表明杂乱取向的片层团对裂纹扩展的阻碍是有利的。

2.2.4 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的拉伸位错形态

图 11 是 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金拉伸断口高应力区的 TEM 表征结果,分别观察了片层团界面、片层团内部界面的位错形态。在图 11(a) 中,一个位于片层团界面处的非规整 γ 晶粒在高应力场的作用

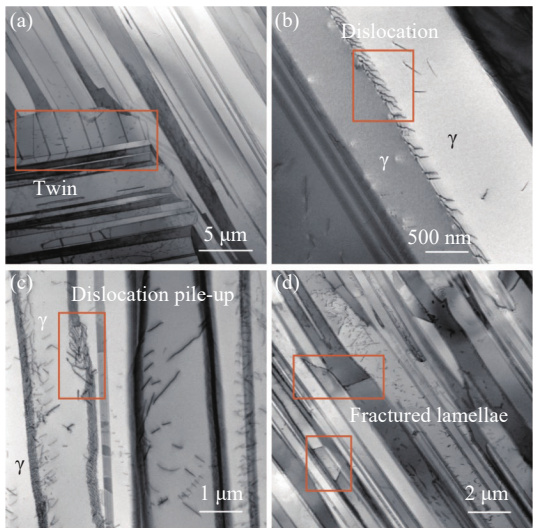
下发生了孪晶形变。在图 11(b) 中, 短位错在 γ/γ 界面处萌生并相互平行排列。在图 11(c) 中, 位错相对均匀地分布在 γ 片层内, 位错均较短, 相互缠绕不严重, 但是具有塞积成位错条纹的趋势。在图 11(d) 中, 除了观察到短位错的分布外, 还观察到 γ 片层发生不同程度的断裂。



(a) 桥接韧性带; (b) 裂纹在 3 个片层团交界处的偏转; (c) 沿片层团界面扩展的裂纹

图 10 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金裂纹的扩展方式

Fig. 10 Modes of crack propagation in the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy



(a) γ 晶粒内的变形孪晶; (b) γ/γ 界面激活的位错; (c) γ 片层内散布的短位错; (d) 断裂的 γ 片层

图 11 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金拉伸断口高应力集中区的 TEM 表征结果

Fig. 11 TEM characterization results of tensile fracture in high-stress-concentration region of the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy

2.3 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的疲劳应力集中敏感性

2.3.1 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的缺口疲劳性能

表 3 是 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金 550 °C 疲劳应力集中的测试结果, 表 4 是 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金 700 °C 疲劳应力集中的测试结果, 图 12 是根据表 3 和表 4 的测试数据绘制的 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金在 3 个不同应力集中系数下的 $S-N$ 曲线。在 550 °C, 以疲劳寿命 10^7 次为判断疲劳极限的准则, 那么, $K_t=1$ 光滑试样的疲劳极限是 220 MPa, $K_t=2$ 缺口试样的疲劳极限是 200 MPa, $K_t=3$ 缺口试样的疲劳极限是 100 MPa。同样地, 对温度为 700 °C 的疲劳极限做相同分析, 结果是, $K_t=1$ 的疲劳极限是

280 MPa, $K_t=2$ 的疲劳极限是 200 MPa, $K_t=3$ 的疲劳极限是 140 MPa。显然, 疲劳极限在两个温度下均随应力集中系数 K_t 的增加而减小, 如图 12 所示。比较不同温度下的疲劳 $S-N$ 曲线, 发现高温对提高 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的疲劳强度有利, 这在光滑疲劳试样上的体现最显著, 这可能是因为高温使得部分内应力得到释放。当 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的疲劳测试温度从 550 °C 增加到 700 °C 时, 光滑疲劳试样的疲劳极限从 220 MPa 增加到了 280 MPa, 增加值为 80 MPa, 这在所测试的 3 种不同应力集中程度试样中是最高的增加值。

表 3 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金 550 °C 疲劳应力集中测试结果
Table 3 Fatigue stress concentration test results for the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy at 550 °C

$K_t=1$		$K_t=2$		$K_t=3$	
Fatigue life/ Cycle	Peak stress/ MPa	Fatigue life/ Cycle	Peak stress/ MPa	Fatigue life/ Cycle	Peak stress/ MPa
20 180	280	6 580	220	43 059	180
$1.509\ 87\times 10^6$	260	7 638	240	71 551	120
$1.922\ 12\times 10^6$	280	127 984	220	73 089	140
$4.067\ 89\times 10^6$	240	$1.241\ 43\times 10^6$	200	82 829	160
1×10^7	220	$1.222\ 94\times 10^7$	160	$1.364\ 82\times 10^7$	100
		1×10^7	176	$2.494\ 18\times 10^7$	85
		3×10^7	130		

表 4 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金 700 °C 疲劳应力集中测试结果
Table 4 Fatigue stress concentration test results for the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy at 700 °C

$K_t=1$		$K_t=2$		$K_t=3$	
Fatigue life/ Cycle	Peak stress/ MPa	Fatigue life/ Cycle	Peak stress/ MPa	Fatigue life/ Cycle	Peak stress/ MPa
3 105	320	4 772	210	5 442	100
3 818	340	5 992	240	8 729	180
4 772	210	14 639	220	28 593	130
$6.721\ 86\times 10^6$	300	15 586	260	$1.638\ 93\times 10^6$	130
$1.195\ 57\times 10^7$	280	3×10^7	200	$1.170\ 79\times 10^7$	140
1×10^7	220			$2.074\ 97\times 10^7$	120
				3×10^7	90

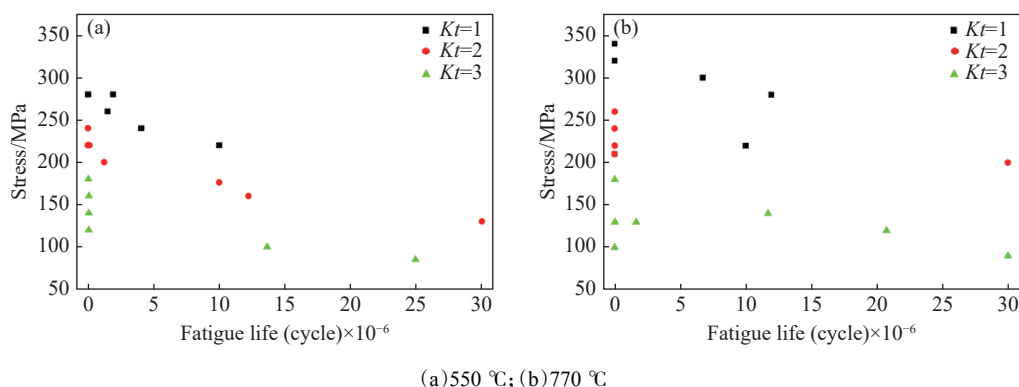


图 12 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金疲劳 S-N 曲线随温度和理论应力集中系数的变化

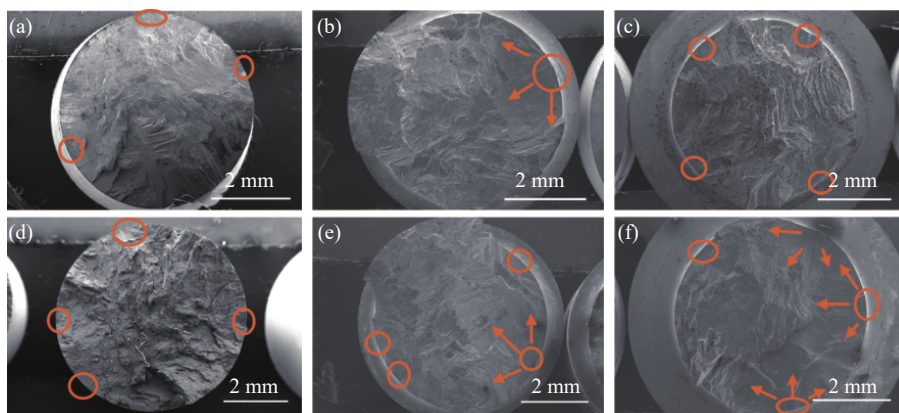
Fig. 12 Fatigue S-N curves of the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy varying with temperature and theoretical stress concentration factor

2.3.2 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的疲劳断口形态

图 13 是 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金不同温度和应力集中系数下的高温疲劳断口。在高温疲劳断口中未出现明显的二次裂纹, 裂纹扩展区显著, 特别是缺口疲劳断口。除 2 个光滑疲劳断口外, 缺口疲劳断口具有明显的裂纹源和扩展区, 裂纹自试样外缘处形核后呈点状发散扩展, 最终导致试样瞬断。仔细观察表明, 多裂纹源是 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金疲劳断口的公共特征, 这些裂纹源都位

于试样外缘部位, 以局部的沿片层断裂形核, 这在光滑疲劳试样中最明显。

图 14 显示了 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金缺口疲劳断口中的两种关键特性, 即明显的裂纹扩展区和断裂方向的单一性。在图 14(a) 中, 疲劳裂纹在试样表面形核并向四周扩展, 其裂纹扩展区长度约 2 mm, 远大于单个片层团的大小。在图 14(b) 中, 断裂的方向性十分明显, 断裂自图的右下方开始, 向左上方单向扩展。



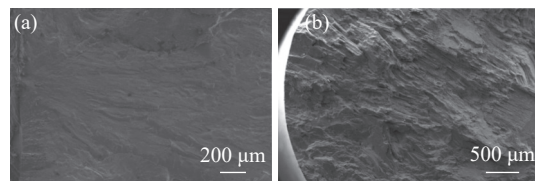
(a) 550 °C, $K_t=1$; (b) 550 °C, $K_t=2$; (c) 550 °C, $K_t=3$; (d) 700 °C, $K_t=1$; (e) 700 °C, $K_t=2$; (f) 700 °C, $K_t=3$

图 13 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金不同温度和应力集中系数下的高温疲劳断口

Fig. 13 High-temperature fatigue fracture surfaces of Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy at different temperatures and stress concentration factors

2.3.3 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金缺口处的疲劳裂纹

图 15 是 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金 550 °C 疲劳缺口局部的断裂形态对比。在疲劳断裂过程中, 裂纹的扩展速率较小, 主裂纹扩展路径的偏转较小, 如图 15 (a) 和图 15 (b)。随着应力集中系数增加, 在缺口根部高应力集中区观察到二次裂纹。根据有限元分析, 缺口根部应力极大值位于缺口根部两侧, 不是位于缺口的几何根部, 这导致缺口根部裂纹源偏离缺口处直径最小的区域, 如图 15 (c)。



(a) 较长的裂纹扩展区; (b) 单向断裂

图 14 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金高温疲劳断口特性

Fig. 14 High-temperature fatigue fracture characteristics of the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy

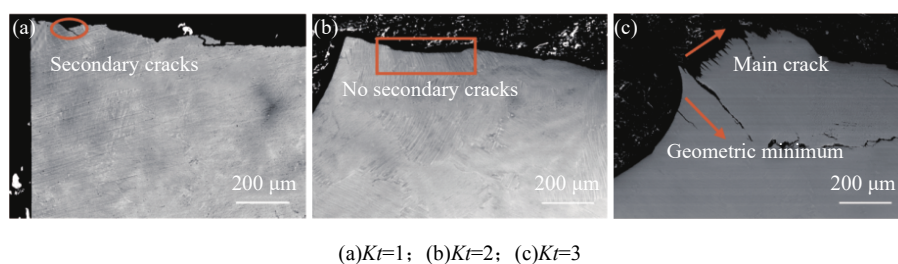
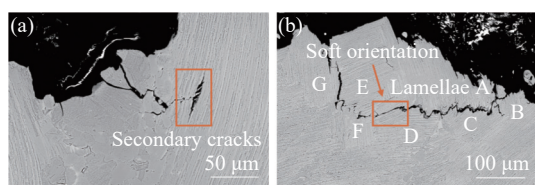


图 15 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金 550 °C 高温疲劳断口处的断裂特性

Fig. 15 Fracture characteristics at fatigue notch of the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy after tensile test at 550 °C

图 16 显示了 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金疲劳裂纹的扩展方式。在图 16(a) 中, 穿片层裂纹在片层团界面处由于应力集中而形成, 在扩展一定距离后, 穿片层裂纹尖端被一个沿片层裂纹代替, 尖端应力场松弛, 裂纹扩展被迫中止。在图 16(b) 中, 二次裂纹形态复杂, 同时包含了沿片层扩展、沿晶界扩展、穿晶断裂等多种形式。



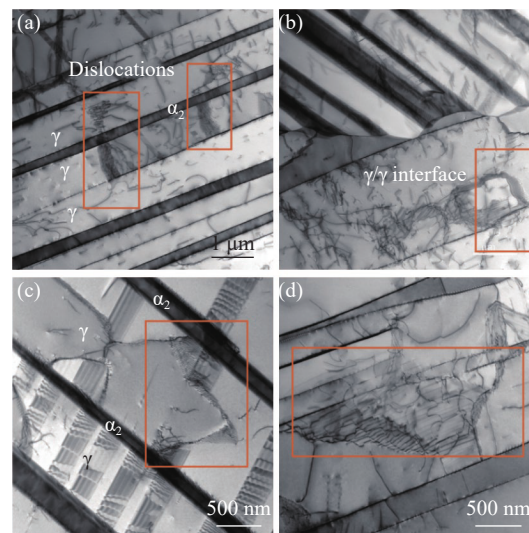
(a) γ 片层对裂纹的阻碍; (b) 疲劳裂纹的扩展

图 16 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金中疲劳裂纹的扩展形式

Fig. 16 Modes of fatigue crack propagation in the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy

2.3.4 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金的疲劳位错形态

图 17 是 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金缺口附近高应变区的 TEM 表征结果, 较宽的是 γ 片层, 较薄的是 α_2 片层。在图 17(a) 中, γ/γ 界面和 γ/α_2 界面共存, γ 片层的厚度大于 α_2 片层。位错主要位于 γ 片层内, 呈弯曲条状, 在 γ 片层的局部区域, 位错扭折呈丝线状, 最终形成位错条纹。位错条纹是应力高度集中的区域, 能穿过 α_2 片层, 在另一 γ 片层内激发出新的位错。位错条纹也是片层退化的前置步骤, 在图 17(b) 中, 随着应力集中的增加, 位错条纹发生移动, 导致 γ/γ 界面消失, γ 片层发生粗化。图 17(c) 显示了位错条纹与 γ 片层的相互作用, 位错在 γ 片层界面塞积至一定程度会导致 γ 片层发生大变形, 如图 17(d) 所示。



(a) 片层团内塞积的位错; (b) 片层团界面处塞积的位错; (c)(d) γ 片层的形变

图 17 Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金形变组织的 TEM 表征结果
Fig. 17 TEM characterization results of deformed microstructure for the Ti-46Al-5Nb-0.1C alloy

3 结论

通过分析缺口力学性能、断口和断口变形组织随温度、应力集中系数 Kt 的变化, 主要得出如下 3 条结论:

- 1) Ti-46Al-5Nb-0.1C 合金在 550~750 °C 范围内平均抗拉强度变化不大, 应力集中并未显著降低合金的抗拉强度; 700 °C 时的疲劳强度优于 550 °C, 但是应力集中导致疲劳强度和疲劳寿命下降。
- 2) 对断口的 SEM 观察表明, 拉伸断口粗糙, 疲劳断口相对平整且具有清晰裂纹扩展特征。
- 3) 对变形组织的透射观察表明, 拉伸时位错密度低、排列规则, γ 晶粒内出现变形孪晶; 疲劳时位错密度高、缠绕严重, 位错塞积成条纹。

参考文献

- [1] KIM Y W. Effects of microstructure on the deformation and fracture of γ -TiAl alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 1995, 192-193: 519-533.

- [2] APPEL F, OEHRING M, WAGNER R. Novel design concepts for gamma-base titanium aluminide alloys[J]. *Intermetallics*, 2000, 8(9-11): 1283-1312.
- [3] PERRUT M, CARON P, THOMAS M, *et al.* High temperature materials for aerospace applications: Ni-based superalloys and γ -TiAl alloys[J]. *Comptes Rendus Physique*, 2018, 19(8): 657-671.
- [4] BEWLAY B P, NAG S, SUZUKI A, *et al.* TiAl alloys in commercial aircraft engines[J]. *Materials at High Temperatures*, 2016, 33(4-5): 549-559.
- [5] CHEN G, PENG Y B, ZHENG G, *et al.* Polysynthetic twinned TiAl single crystals for high-temperature applications[J]. *nature materials*, 2016, 15: 876-881.
- [6] BEWLAY B P, WEIMER M, KELLY T, *et al.* The science, technology, and implementation of TiAl alloys in commercial aircraft engines[J]. *MRS Online Proceedings Library*, 2013, 1516: 49-58.
- [7] LIU Y X, ZHOU W B, HUA L, *et al.* Investigation of the microstructure evolution and mechanical properties of cast Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy during ultra-high pressure heat treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 912: 146967.
- [8] WANG Q, SONG J X, XIAO C B, *et al.* A cross-scale study on synergistic deformation mechanisms between the grain boundary orientation and carbide morphology in nickel-based superalloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, 935: 148369.
- [9] DONG C L, YU H C, JIAO Z H, *et al.* Low cycle fatigue, creep and creep-fatigue interaction behavior of a TiAl alloy at high temperatures[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 144: 60-63.
- [10] LINTNER A, PIPPAN R, SCHIOFFER M, *et al.* Effect of a single overload on the cyclic R-curve behaviour of a γ -TiAl TNM alloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2022, 163: 107083.
- [11] WU Y, LIU J R, WANG H, *et al.* Effect of stress ratio on very high cycle fatigue properties of Ti-10V-2Fe-3Al alloy with duplex microstructure[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(7): 1189-1195.
- [12] SAKAGUCHI M, NIWA Y, GONG W X, *et al.* Temperature dependent fatigue crack growth in forged TiAl alloys with nearly-lamellar and triplex microstructure[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 806: 140802.
- [13] HONG S G, YOON S, LEE S B. The effect of temperature on low-cycle fatigue behavior of prior cold worked 316L stainless steel[J]. *International Journal of Fatigue*, 2003, 25(9-11): 1293-1300.
- [14] YAMAZAKI Y, SUGAYA R, KOBAYASHI U, *et al.* Effects of thermal cycling and microstructure on the fatigue crack propagation in forged titanium-aluminide alloys under thermomechanical fatigue conditions[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 797: 140248.
- [15] ZEILER S, LINTNER A, SCHLOFFER M, *et al.* Microstructural influences on fatigue threshold behavior and fracture toughness of an additively manufactured γ -titanium aluminide[J]. *Intermetallics*, 2023, 156: 107852.
- [16] XU X S, DING H S, LI W, *et al.* The microstructure and high cycle fatigue performance of as-cast and directionally solidified Ti46Al7Nb alloy under the three-point bending loading[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 822: 141633.
- [17] BODE B, WESSEL W, BRUECKNER-FOIT A, *et al.* Local deformation at micro - notches and crack initiation in an intermetallic γ - TiAl - alloy[J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2015, 39(2): 227-237.
- [18] GLOANEC A L, JOUIAD M, BERTHEAU D, *et al.* Low-cycle fatigue and deformation substructures in an engineering TiAl alloy[J]. *Intermetallics*, 2007, 15(4): 520-531.
- [19] DING J, ZHANG M H, YE T, *et al.* Microstructure stability and micro-mechanical behavior of as-cast gamma-TiAl alloy during high-temperature low cycle fatigue[J]. *Acta Materialia*, 2018, 145: 504-515.
- [20] SUN G Z, HE J L, CAO R, *et al.* On the role of weak interface in the high cycle fatigue damage mechanism at elevated temperature in forged TNM-TiAl alloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2026, 202: 109242.
- [21] MILKE J G, BEUTH J L, BIERY N E. Notch strengthening in titanium aluminides under monotonic loading[J]. *Experimental Mechanics*, 2000, 40: 415-424.
- [22] KERR D C, STAUBLI M, NAZMY M, *et al.* Effects of the state of stress on the tensile and creep properties of γ -TiAl[J]. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 1997, 32(2): 97-105.
- [23] CAO R, WEN J X, LIU H J, *et al.* Notch sensitivity and failure behavior of TiAl and K418 alloys[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2018, 27: 3374-3385.
- [24] YUE X G, ZHOU Z H, MA Y, *et al.* Notch fracture properties of TiAl intermetallic compounds[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2010, 31(9): 1900-1906.
- [25] XU X S, DING H S, LI W, *et al.* The smooth and notched three-point bending fatigue behavior of directionally solidified high-Nb TiAl alloy[J]. *Materials Characterization*, 2021, 181: 111444.
- [26] STRZELECKI P. Scatter of fatigue life regarding stress concentration factor[J]. *Procedia Structural Integrity*, 2018, 13: 631-635.
- [27] LIU J H, HUA F L, LANG S S, *et al.* Evaluation of fatigue strength on multiaxial notched specimens considering failure probability[J]. *International Journal of Fatigue*, 2022, 156: 106649.