

GH4710 合金高温疲劳裂纹扩展行为 与温度依赖模型研究

陈由红, 兰博, 孙兴, 李凯

(中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘要: 针对航空发动机用 GH4710 合金涡轮盘高温疲劳失效风险, 系统研究了该合金在 750 °C、815 °C 及 850 °C 下的疲劳裂纹扩展行为, 揭示了温度影响机制并建立了温度依赖模型。结果表明, 晶界氧化导致的弱化是合金高温下裂纹加速扩展的主导机制, 温度从 750 °C 升至 850 °C 时, 合金疲劳裂纹扩展速率显著增大, 疲劳寿命降幅达 74.7%, 断裂机制由穿晶主导向沿晶主导演变; 815~850 °C 为疲劳性能临界突变温度范围, 低于该区间温度时合金应力强度因子范围 (ΔK) 更宽, 抗裂纹扩展能力更优。基于 Paris 公式引入 Arrhenius 型温度修正项, 建立模型: $da/dN = 9.783 \times 10^{-7} \times \exp(-3557.068/T) (\Delta K)^{3.183}$ (T 为绝对温度, K)。在 $\Delta K = 20\sim 65 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$ 范围内, 模型预测值与实验数据误差小于 10%, 可精准表征 750~850 °C 区间合金的疲劳裂纹扩展行为, 为 GH4710 合金涡轮盘的损伤容限设计、高温服役寿命预测及临界温度预警提供理论支撑。

关键词: GH4710 合金; 疲劳裂纹扩展; 晶界氧化; 温度效应; Paris 模型

中图分类号: TG???

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X

GH4710 合金是 γ' 相体积分数高达 40%~45% 的镍基高温合金, 凭借其在高温环境下优异的力学强度、抗氧化性能及组织稳定性, 成为航空发动机涡轮盘类关键热端部件的核心选材^[1]。作为航空发动机的“心脏”部件, 涡轮盘在服役过程中需长期承受离心载荷、气动载荷与循环热载荷的耦合作用, 且面临高温氧化环境的侵蚀, 几何形状突变引发的应力集中、制造缺陷与环境因素的协同作用, 易诱发疲劳裂纹萌生与扩展, 最终导致涡轮盘零件发生疲劳失效^[2-4]。因此, 研究该合金在高温环境下的疲劳裂纹扩展行为具有重要的工程意义。

疲劳裂纹扩展速率 (d_a/d_N) 是评估高温合金抗疲劳性能的关键指标, 也是涡轮盘寿命预测与损伤容限设计的重要参数^[5-7]。国内外学者对 In718、GH4738、FGH98 等典型镍基高温合金的疲劳裂纹扩展行为已开展大量研究^[8-11], 并在工程上得到贯彻应用。目前针对 GH4710 合金, 开展过低循环疲劳寿命的有限元预测及裂纹萌生机理的定性分析研究^[12-13], 尚缺乏其在 750~850 °C 典型服役温度区间的疲劳裂纹扩展规律的系统研究, 更未见考虑温度效应的定量预测模型。

为填补这一研究空白, 本研究通过系统实验与理论模型, 建立 GH4710 合金在 750~850 °C 范围内的温度依赖疲劳裂纹扩展模型, 为该合金涡轮盘在高温服役条件下的精确寿命评估与损伤容限设计提供理论工具。

1 实验

1.1 实验材料

实验用 GH4710 合金 γ' 相体积分数 42%, 其化学成分 (质量分数) 如表 1 所示。合金铸锭采用真空感应熔炼 (VIM) - 电渣重熔 (ESR) - 真空自耗 (VAR) 三联工艺冶炼, 经高温均匀化处理, 通过“挤压 + 等温锻造”复合工艺锻造成如图 1 所示的涡轮盘锻件。

表 1 GH4710 合金化学成分 (质量分数, %)

Elements	C	Cr	Co	Al	Ti	W
Content	0.069	18.02	14.76	2.55	4.94	1.48
Elements	Mo	B	Si	Fe	Zr	Ni
Content	3.14	0.021	0.045	0.40	0.044	余量

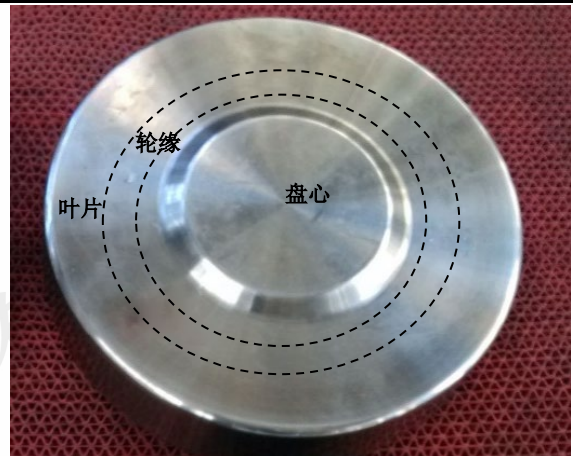


图 1 GH4710 合金涡轮盘锻件分区示意图

收到初稿日期:

作者简介: 陈由红, 男, 1981 年生, 硕士, 高级工程师, 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095, 电话: 010-62496699, E-mail: cyh198243@163.com

Fig.1 Schematic diagram of the partitioned regions of the GH4710 alloy turbine disk forging

涡轮盘锻件采用四段式热处理制度: 1180 °C × 4 h 空冷 → 1080 °C × 4 h 空冷 → 845 °C × 24 h 空冷 → 760 °C × 16 h 空冷, 热处理后晶粒尺寸均匀, 约 300~500 μm (图 2)。依据 GB/T 6398-2017 《金属材料 疲劳裂纹扩展速率试验方法》, 从涡轮盘轮缘区域沿弦向切取紧凑拉伸 (CT) 试样。轮缘作为涡轮盘盘心与叶片过渡区, 形状突变, 是离心应力与热应力的集中区域, 在此部位取样能更好地反映实际服役条件下的材料行为。试样尺寸为: 宽度 W=50 mm, 厚度 B=12 mm, 预制切口长度 10 mm; 为消除表面缺陷对裂纹萌生与扩展路径的干扰, 试样表面经精密磨削与抛光处理, 最终表面粗糙度 Ra ≤ 0.8 μm。

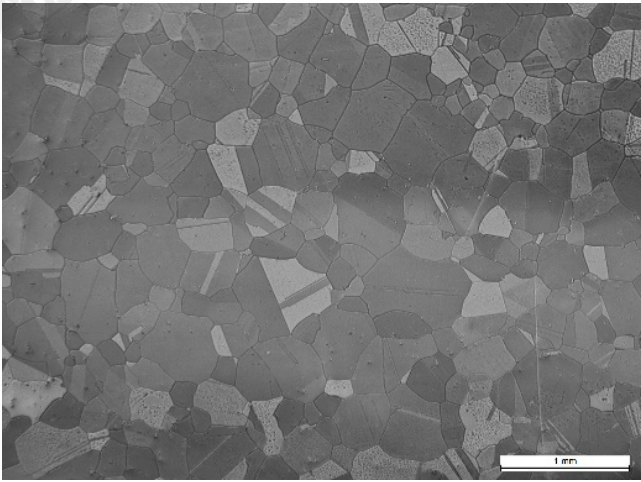


图 2 GH4710 合金热处理后的显微组织

Fig.2 Microstructure of the GH4710 alloy after heat treatment

1.2 实验方法

疲劳裂纹扩展试验在 MTS-50KN 伺服液压疲劳试验机上进行, 采用恒幅加载 (应力比 R=0.1, 频率 10 Hz, 正弦波), 测试温度为 750 °C、815 °C 和 850 °C (控温精度 ± 3 °C), 试样在目标温度下保温 30 min 后开始加载。采集稳态扩展区 ($d_a/d_N = 1 \times 10^{-5} \sim 1 \times 10^{-1}$ mm/cycle) 的裂纹长度 (a) 和裂纹扩展速率 (d_a/d_N) 数据, 采用七点递增多项式法处理数据。

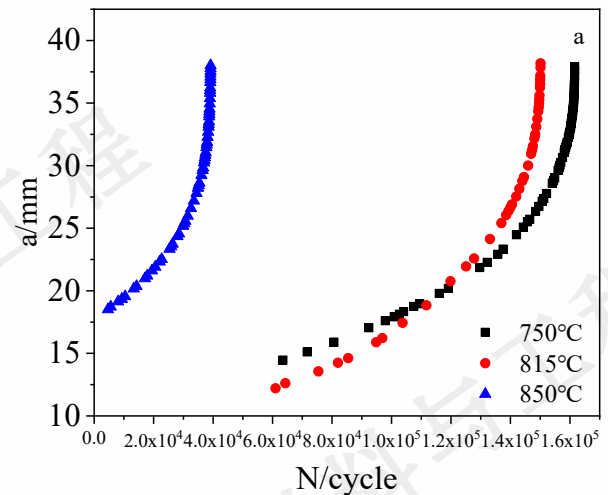
利用 FEI NOVA NANO 450 扫描电镜 (SEM) 观察疲劳断口形貌, 重点分析近门槛区、稳态扩展区及瞬断区的特征。从断口试样切取稳态扩展区横截面以观察显微组织, 经电解抛光后, 使用特定腐蚀液腐蚀 10~15 s, 采用 Leica DMI5000 M 光学显微镜 (OM) 观察断口层及裂纹路径, 并利用扫描电镜自带的能谱仪 (EDS) 分析晶断口层的元素分布。基于 Origin2015 软件绘制疲劳裂纹扩展寿命及扩展速率曲线。

2 结果与讨论

2.1 温度对裂纹扩展速率的影响

图 3 为不同温度下 GH4710 合金的疲劳裂纹扩展寿命 ($a-N$) 曲线与裂纹扩展速率 - 应力强度因子范围 ($d_a/d_N - \Delta K$) 曲线。由图 3a 可知, 温度对合金疲劳寿命的影响呈现显著非线性特征: 当温度从 750 °C 升高至 815 °C 时, 总疲劳寿命由 1.62×10^5 次降至 1.42×10^5 次, 降幅为 12.3%; 而当温度进一步升高至 850 °C 时, 总疲劳寿命急剧衰减至 4.1×10^4 次, 较 750 °C 时降幅高达 74.7%, 反映出高温下裂纹扩展呈现“失稳加速”特征。表明, 815~850 °C 区间是 GH4710 合金抗疲劳裂纹扩展性能发生突变的临界温度范围, 当服役温度超过此临界值后, 合金的抗裂纹扩展能力发生显著退化。

由图 3b 可见, 相同应力强度因子范围 ΔK 下, 裂纹扩展速率 (d_a/d_N) 随温度升高而增大。以 $\Delta K = 40 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$ 为例, 750 °C 时 d_a/d_N 为 2.1×10^{-4} mm/cycle, 850 °C 时增至 9.5×10^{-4} mm/cycle, 裂纹扩展速率提升约 4.5 倍。裂纹扩展后期 ($\Delta K > 60 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$), 750 °C 试样 d_a/d_N 增速加快, 导致不同温度下的 $d_a/d_N - \Delta K$ 曲线出现交叉。结合 2.3 节断口形貌与断裂机制演变分析可知, 此现象源于断裂机制的转变: 850 °C 和 815 °C 时晶界氧化主导, 裂纹沿弱化晶界快速扩展, 表现为沿晶断裂主导的裂纹扩展行为; 750 °C 时以穿晶断裂为主, 裂纹主要沿滑移带扩展, 而在裂纹扩展后期, 随着裂纹长度增加, 裂纹尖端的应力集中程度显著加剧, 进而推动 d_a/d_N 加速增长, 最终出现与 850 °C 和 815 °C 曲线交叉的现象。



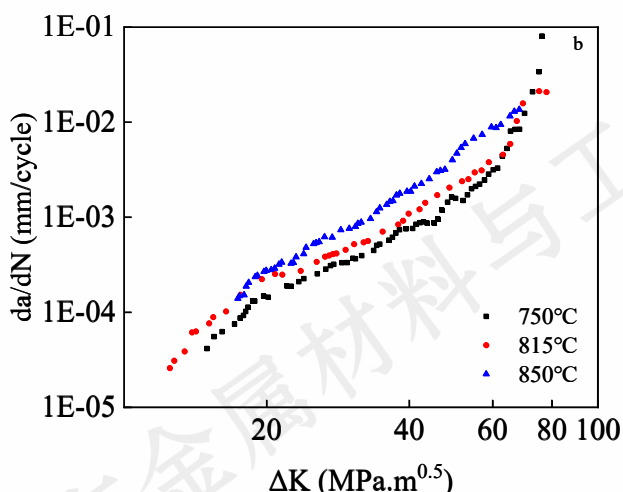


图3 不同温度下 GH4710 合金疲劳裂纹扩展寿命 ($a-N$) 曲线及扩展速率 ($d_a/d_N - \Delta K$) 曲线

Fig.3 (a) $a-N$ curves and (b) $d_a/d_N - \Delta K$ curves of GH4710 alloy under different temperatures

表 2 为不同温度下合金稳态扩展阶段的 ΔK 范围。750 °C 和 815 °C 时, ΔK 跨度分别为 14.96~76.19 MPa · m^{0.5} 和 12.49~77.92 MPa · m^{0.5}, 均超过 60 MPa · m^{0.5}, 表明在此温度区间内, 合金在稳态扩展阶段具有较高的应力容忍能力; 850 °C 时 ΔK 跨度缩减至 17.38~68.24 MPa · m^{0.5}, 仅为 50.86 MPa · m^{0.5}, 说明高温显著降低合金裂纹扩展阻力。

表 2 不同温度下 GH4710 合金稳态扩展阶段的 ΔK 范围
Table 2 ΔK range of GH4710 alloy during steady-state fatigue crack growth at different temperatures

温度(°C)	ΔK 范围(MPa·m ^{0.5})
750	14.96~76.19
815	12.49~77.92
850	17.38~68.24

2.2 断口形貌与断裂机制演变

2.2.1 断口宏观形貌

图 4 为不同温度下疲劳断口宏观形貌, 均呈现“原始区-近门槛区-稳态扩展区-瞬断区”四段式结构, 但各区域的宽度、氧化特征及占比随温度变化显著。750 °C 时, 近门槛区宽度约 200 μm (占比 15%), 瞬断区占比 10%, 稳态扩展区呈浅褐色(轻微氧化); 815 °C 时, 近门槛区缩窄至 120 μm (占比 10%), 稳态扩展区呈深褐色, 瞬断区占比 20%; 850 °C 时, 近门槛区几乎消失(宽度 < 50 μm), 稳态扩展区呈黑褐色(严重氧化), 瞬断区占比 30%, 反映出温度升高导致裂纹快速进入失稳扩展阶段。

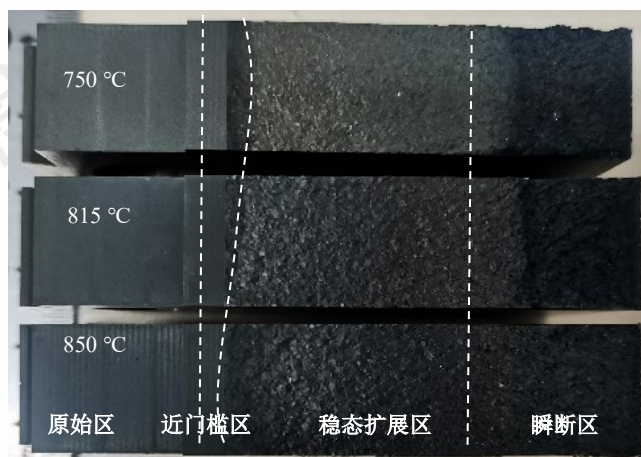
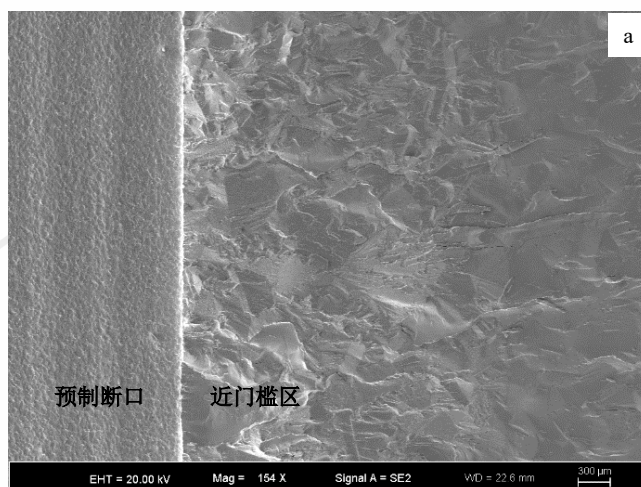


图 4 不同温度下 GH4710 合金疲劳裂纹扩展断口宏观形貌

Fig.4 Macroscopic morphologies of fatigue crack propagation fracture surfaces of GH4710 alloy at different temperatures

2.2.2 断口微观形貌

图 5 为近门槛区 SEM 微观形貌, 不同温度下均相对平坦, 以穿晶疲劳断裂机制为主, 可见细密不连续的疲劳条纹, 温度升高仅使断口粗糙度略有增加。该区域裂纹扩展以“低能量消耗”的疲劳滑移为主, γ' 相钉扎位错, 裂纹沿晶内滑移面缓慢扩展, 二次裂纹的萌生进一步阻碍主裂纹推进, 体现该区域较强的抗裂纹扩展能力。



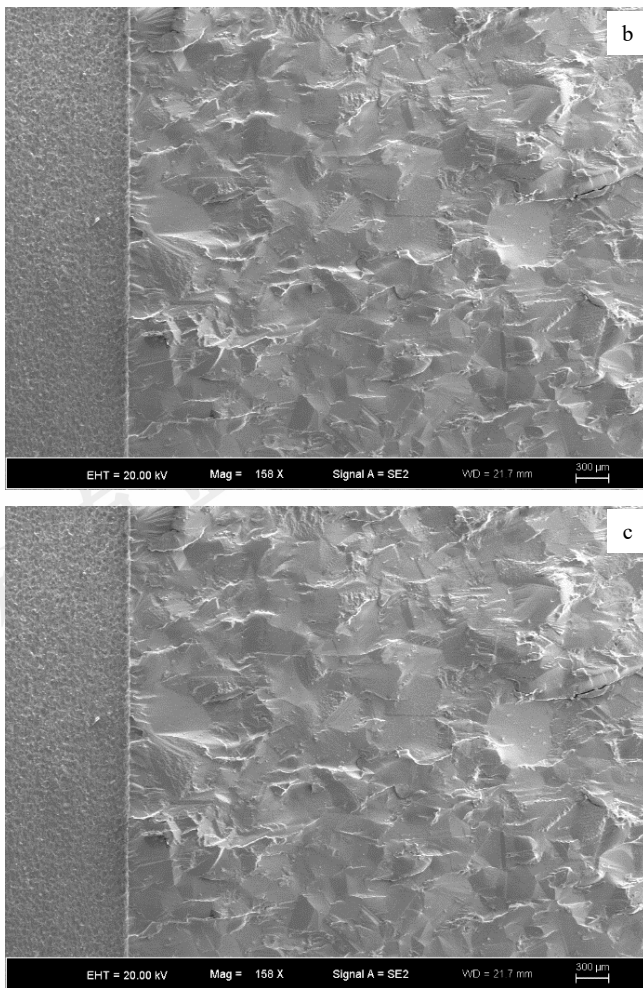


图 5 不同温度下 GH4710 合金疲劳裂纹近门槛区 SEM 微观形貌: (a) 750 °C; (b) 815 °C; (c) 850 °C

Fig.5 SEM micrographs of near-threshold region of GH4710 alloy at different temperatures: (a) 750°C; (b) 815°C; (c) 850°C

图 6 为稳态扩展区 SEM 微观形貌,以疲劳条带为核心特征:750 °C时条纹清晰连续,间距约为 0.1-0.3 μm ,表现为典型的疲劳控制机制;当温度升至 815 °C时,条纹间距增大至约 0.3-0.8 μm ,且局部出现撕裂棱与二次裂纹,表明裂纹扩展速率加快并伴随明显的塑性变形;在 850 °C时,条纹形貌变得宽平、间距进一步增至 0.8 μm 以上,部分区域甚至超过 2.0 μm ,同时可见大量韧窝与沿晶小面混合共存,标志着蠕变-疲劳交互作用已成为主导机制。

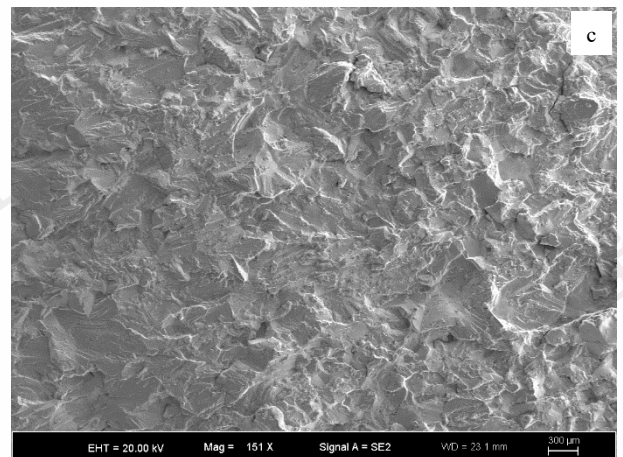
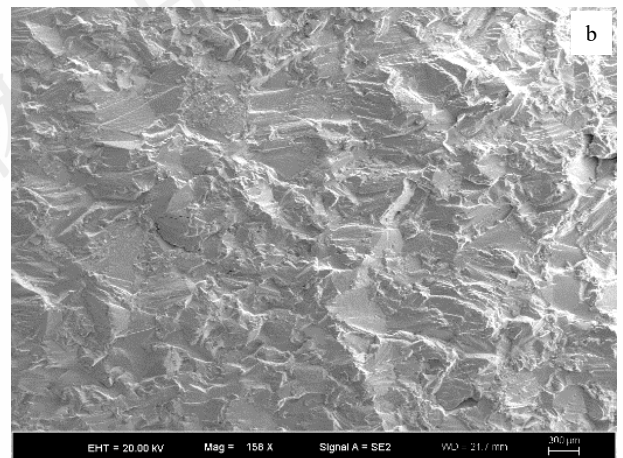
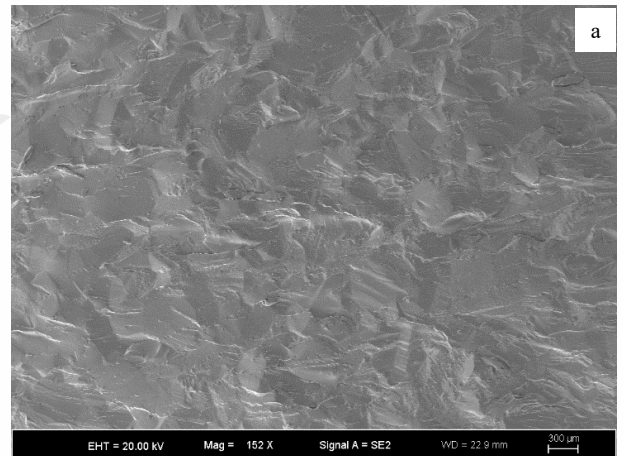


图 6 不同温度下 GH4710 合金疲劳裂纹稳态扩展区 SEM 微观形貌: (a) 750 °C; (b) 815 °C; (c) 850 °C

Fig.6 SEM micrographs of steady-state crack propagation region of GH4710 alloy at different temperatures: (a) 750°C; (b) 815°C; (c) 850°C

图 7 为瞬断区 SEM 微观形貌。在瞬断区,所有温度下的断口表面粗糙且无明显方向性,局部可见“冰糖状”沿晶形貌。750 °C时表现为细小的等轴韧窝,为典型的微孔聚集型韧性断裂;815 °C时韧窝尺寸增大;850 °C时,则出现与沿晶边界相连的超大韧窝和微孔洞,证实

了高温下材料塑性流动能力增强与晶界成为薄弱环节的竞争机制，最终断裂由蠕变孔洞的聚合与链接所主导。

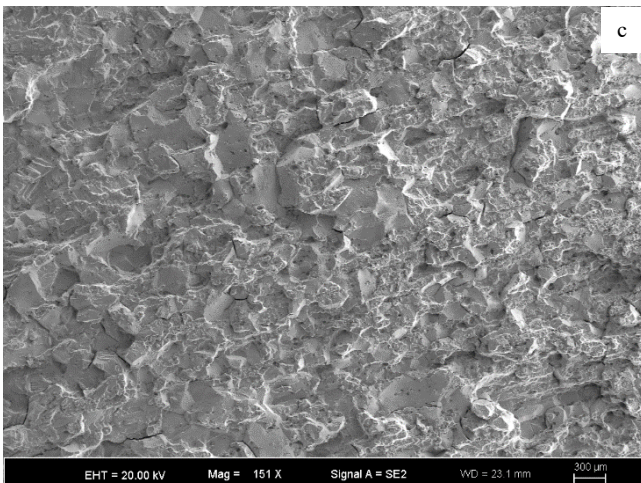
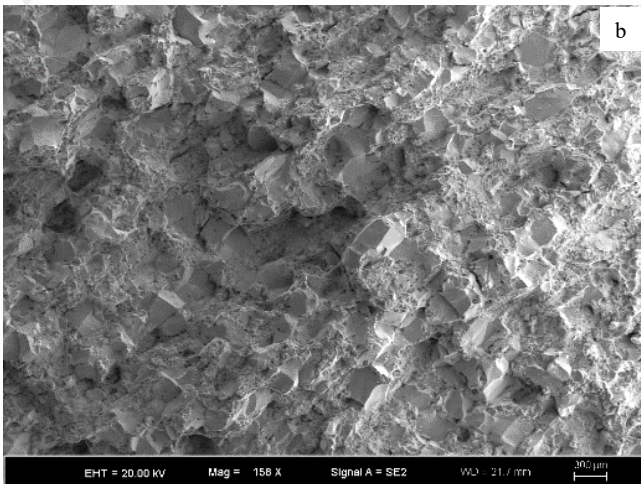
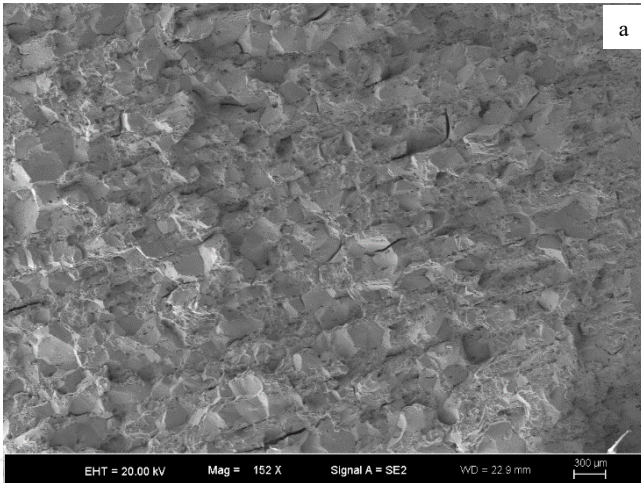


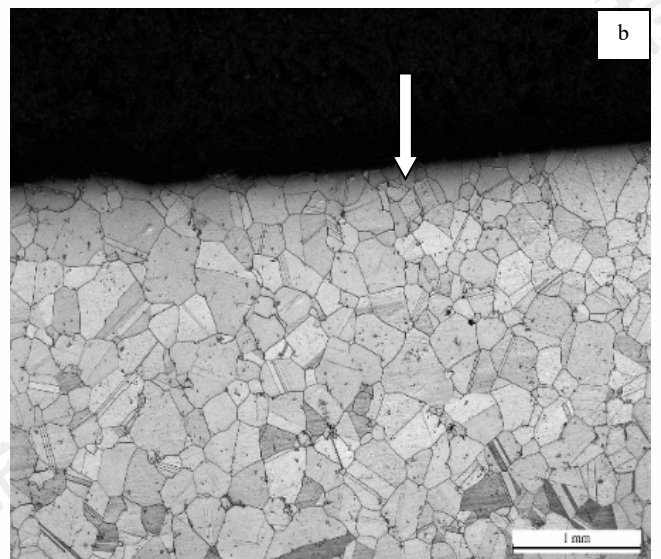
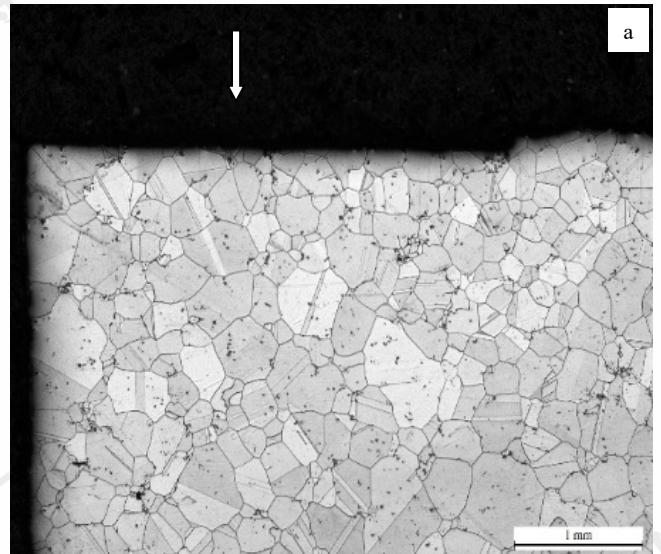
图7 不同温度下 GH4710 合金疲劳裂纹瞬态区 SEM 微观形貌: (a) 750 °C; (b) 815 °C; (c) 850 °C

Fig.7 SEM micrographs of rapid fracture region of GH4710 alloy at different temperatures: (a) 750°C; (b) 815°C; (c) 850°C

2.2.3 微观组织与裂纹路径

图8为稳态扩展区横切面显微组织，白色箭头所指为主裂纹扩展断面。统计结果显示，不同温度下合金晶粒尺寸均稳定维持在 300~500 μm ，且晶粒形貌无明显长大或变形特征，表明，实验温度范围内合金未发生显著晶粒粗化，因此断裂模式的演变与性能退化与晶粒尺寸无关。

裂纹扩展路径演变分析，750 °C时，主裂纹（白色箭头指向）沿横截面呈“直线型”扩展，路径完全贯穿晶粒内部，无明显沿晶偏转，未沿两晶粒的晶界停留或扩展，且裂纹尖端无分支，与图6a断口形貌的穿晶特征完全匹配。815 °C时，裂纹主体仍以穿晶方式扩展，但在中间段位置，主裂纹路径呈现 15°~20°的路径“局部沿晶偏转”特征，体现了“穿晶为主、沿晶为辅”的混合断裂特征，与图6b的断口混合形貌一致。850 °C时，主裂纹路径仍以穿晶方式扩展，但出现的“局部沿晶偏转”特征更加明显。



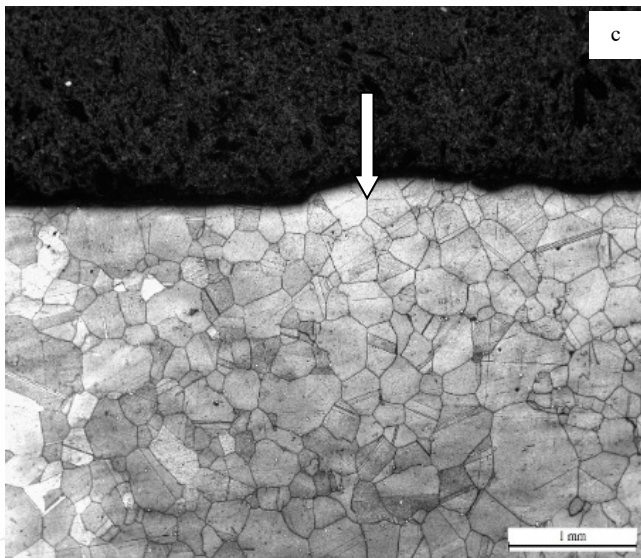


图 8 不同温度下 GH4710 合金疲劳裂纹稳态扩展区断口显微组织

Fig.8 Cross-sectional microstructures of steady-state fatigue crack propagation region of GH4710 alloy at different temperatures: (a) 750°C; (b) 815°C; (c) 850°C

图 9 为稳态扩展区 γ' 强化相发射扫描电子显微镜 (FE-SEM) 表征结果。750~850 °C 范围内, 二次 γ' 形态呈规则近球形, 无明显变形, 等效直径约为 395 nm; 空间分布上, 二次 γ' 相间无团聚或连续堆积, 呈均匀弥散状态, 且相界与 γ -Ni 基体界面清晰, 无界面溶解现象。三次 γ' 相以超细颗粒状分布于二次 γ' 相及基体间隙, 等效直径约为 78 nm, 排除了微观组织演变导致疲劳性能退化的可能性。

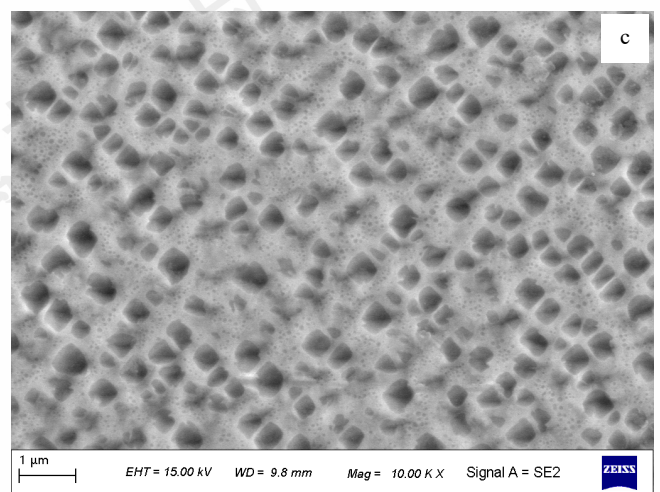
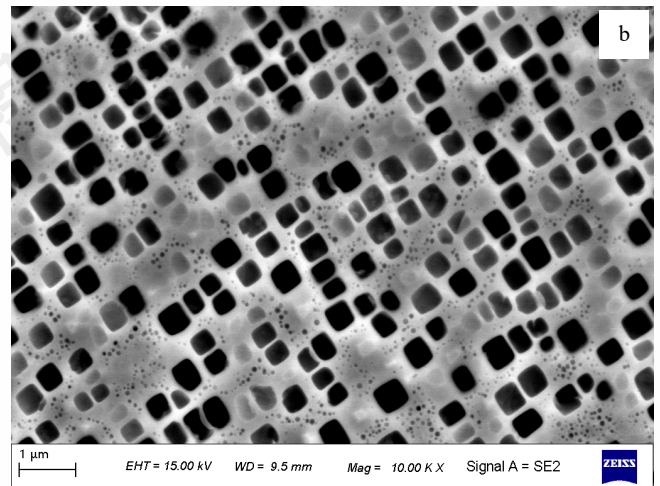
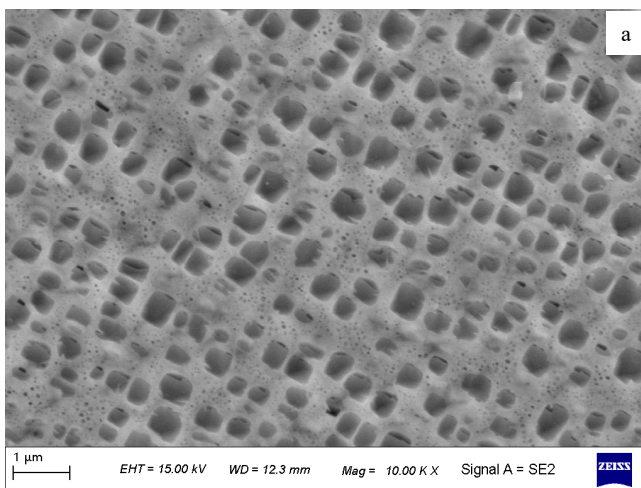


图 9 不同温度 GH4710 合金疲劳裂纹稳态扩展区断口 γ' 强化相

Fig.9 FE-SEM images of strengthening phases in steady-state fatigue crack propagation region of GH4710 alloy at different temperatures: (a) 750°C; (b) 815°C; (c) 850°C

2.2.4 氧含量分布

图 10~图 12 为 GH4710 合金在 750 °C、815 °C、850 °C 疲劳实验后断口横截面的 X 射线能谱仪 (EDS) 线扫描氧含量结果。750°C 疲劳条件下, 断口初期的表层氧 (O) 元素计数约为 3000 cps, 到后期升至 12000 cps, 整体氧化程度随断裂时间的延长而呈现加剧趋势, 但整体维持低氧化状态; 815 °C 疲劳条件下, 初期穿晶主导区域虽维持相对低氧状态, 但受温度升高诱导的氧化活性增强影响, 氧计数已达 12000 cps, 而对应裂纹路径转折应力集中处的“局部沿晶偏转”区域呈现显著 O 元素富集特征, O 计数峰值超 15000 cps, 且富集区间与晶界位置高度吻合; 850 °C 疲劳后, 氧化程度显著高于低温试验组, 即使初期穿晶特征区域氧计数已达 16000 cps, 典型沿晶断裂区域 O 元素富集特征更突出, O 计数峰值超 25000 cps, 反映出高温下氧沿晶界的深度渗透效应。

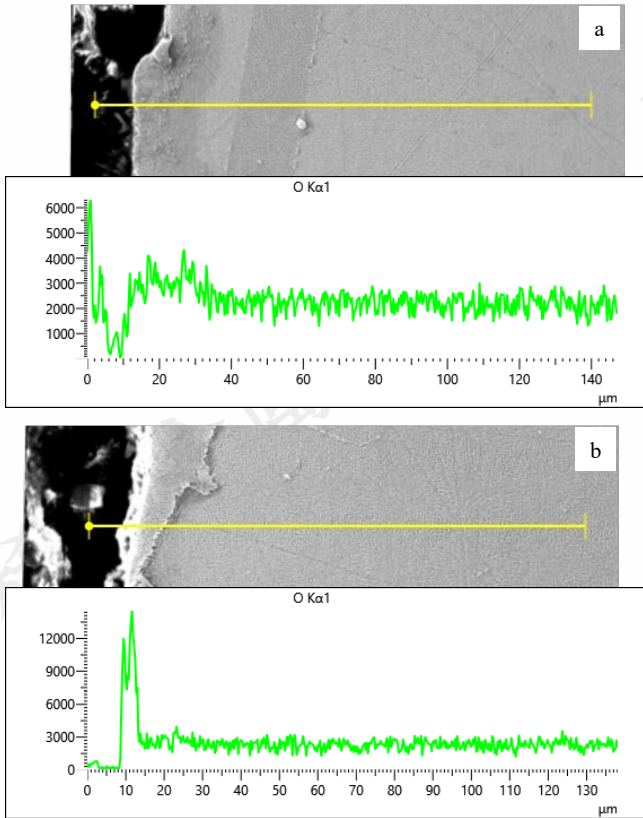


图 10 750 °C下 GH4710 合金疲劳裂纹稳态扩展区断面不同时期氧含量线扫描结果: (a)初期; (b) 后期

Fig.10 EDS line scan results of oxygen content at different stages of the fracture surface in the steady-state fatigue crack propagation region of GH4710 alloy at 750 °C: (a) Early stage; (b) Late stage

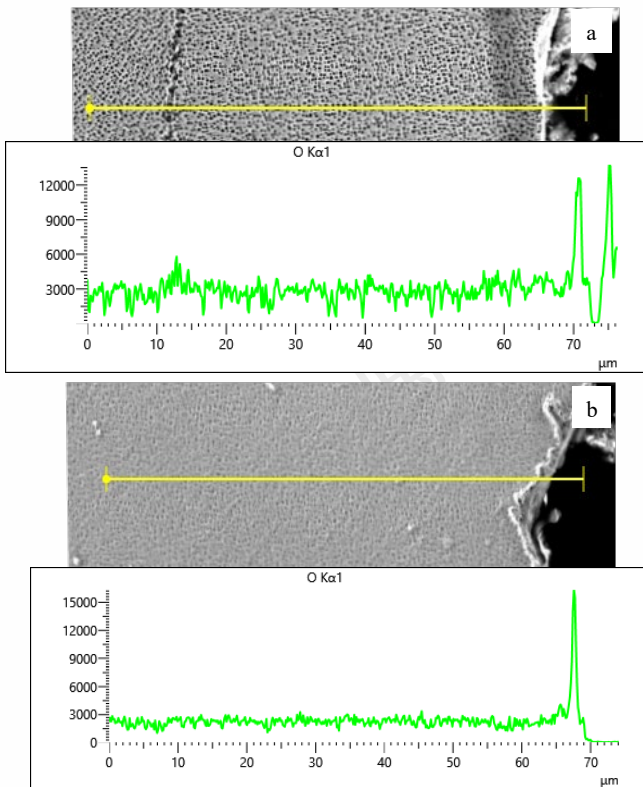


图 11 815 °C下 GH4710 合金疲劳裂纹稳态扩展区断面不同时期氧含量线扫描结果: (a)初期; (b)“局部沿晶偏转”区域

Fig.11 EDS line scan results of oxygen content at different stages of the fracture surface in the steady-state fatigue crack propagation region of GH4710 alloy at 815 °C: (a) Early stage; (b) "Local intergranular deflection" region

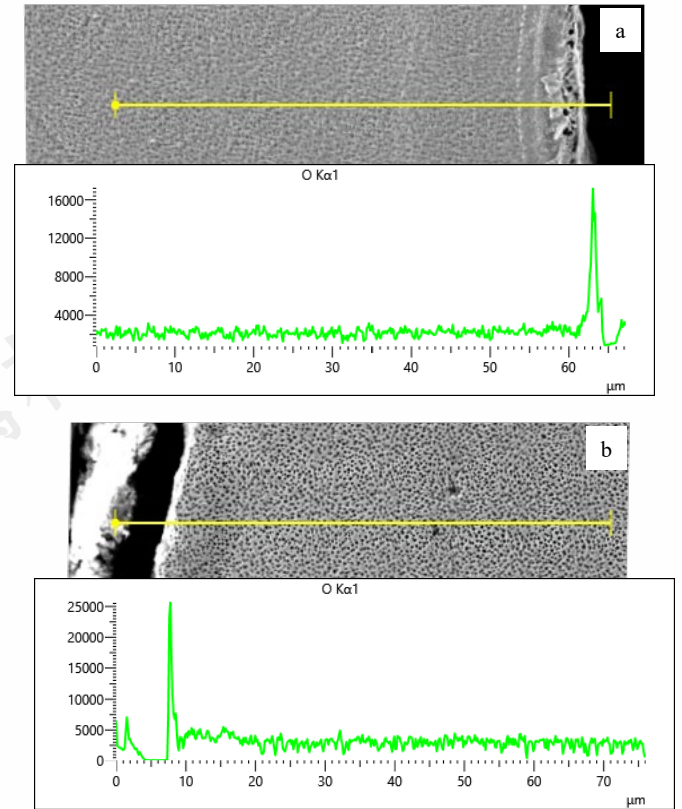


图 12 850 °C下 GH4710 合金疲劳裂纹稳态扩展区断面不同时期氧含量线扫描结果: (a)初期; (b) 沿晶断裂区域

Fig.12 EDS line scan results of oxygen content at different stages of the fracture surface in the steady-state fatigue crack propagation region of GH4710 alloy at 850 °C: (a) Early stage; (b) Intergranular fracture region

在 2.1 节分析温度对裂纹扩展速率的影响时, 将 815~850°C温度区间确定为 GH4710 合金疲劳性能的临界突变温度范围, 其物理本质在于氧化行为的温度敏感性。综合相关文献研究分析^[14-15], 在 815°C以下, 合金表面形成致密的 Cr₂O₃氧化膜, 有效阻碍氧的向内扩散; 当温度超过 815°C时, Cr₂O₃发生挥发或转化为非保护性尖晶石结构, 氧化速率呈指数级上升, 氧沿晶界渗透深度显著增加。同时, 裂纹尖端张开位移随 ΔK 增大而增大, 当氧化层厚度与张开位移达到可比量级时, 晶界氧化弱化效应被充分激活, 导致裂纹扩展速率急剧上升。

2.3 考虑温度影响的裂纹扩展速率模型

本实验数据集于稳态扩展区 ($d_a/d_N=1 \times 10^{-5} \sim 1 \times 10^{-1}$ mm/cycle), 因应力比 R=0.1 的影响可忽略, 采用 Paris 公式描述稳态扩展行为^[16]:

$$da/dN = C(\Delta K)^m \tag{1}$$

式中：C 和 m 为材料常数，ΔK 为应力强度因子范围。

为量化温度效应，引入 Arrhenius 型修正项，建立修正 Paris 模型^[17]：

$$da/dN = C \exp(A/T)(\Delta K)^m \tag{2}$$

式中 C, m 和 A 均为与温度无关的材料性能常数，T 为绝对温度 (K)。

对式(2)两边取自然对数得：

$$\ln(da/dN) = \ln C + A/T + m \ln(\Delta K) \tag{3}$$

分析式 (7) 可知，当温度 T 确定时，ln(da/dN) 和 ln(ΔK) 呈线性关系；当应力强度因子 ΔK 确定时，ln(da/dN) 和 1/T 呈线性关系。

通过绘制 ln(da/dN) - ln(ΔK) 和 ln(da/dN) - 1/T (ΔK 选择确定为稳态扩展前中后期的 20、40、65 MPa.m^{0.5}) 关系曲线 (图 13~图 14)，一阶线性拟合求出直线的斜率 m 和 A，见表 2、表 3 所示。图 13 中 Y 轴上的截距表示参数 ln C + A/T，代入 A 值，计算可得 ln C。最终求得 C, m 和 A 均值分别为 9.783E-7、3.183、-3557.068。

将 C, m 和 A 均值代入式 (2) 中，得到 GH4710 合金考虑环境温度的疲劳裂纹扩展速率模型为：

$$da/dN = 9.783 \times 10^{-7} \times \exp(-3557.068/T)(\Delta K)^{3.183} \tag{4}$$

为验证模型的可靠性，利用所建立的模型绘制了裂纹长度与循环次数之间的关系曲线，与实验数据进行对比(图 15)。结果表明，在 ΔK = 20~65 MPa.m^{0.5} 范围内，预测值与实验数据误差 < 10%。该模型能够准确描述 750~850 °C 温度区间内 GH4710 合金的疲劳裂纹扩展行为，为涡轮盘等关键部件的寿命预测提供了理论工具。

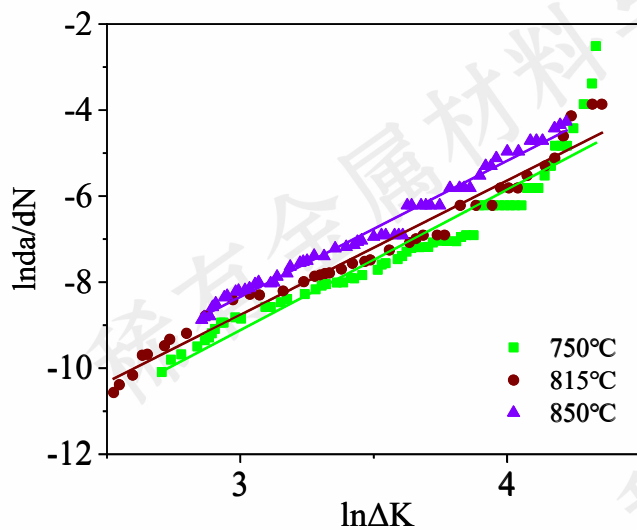


图 13 lg ΔK - lg(da/dN) 关系图

Fig.13 Plot of lg ΔK vs. lg(da/dN)

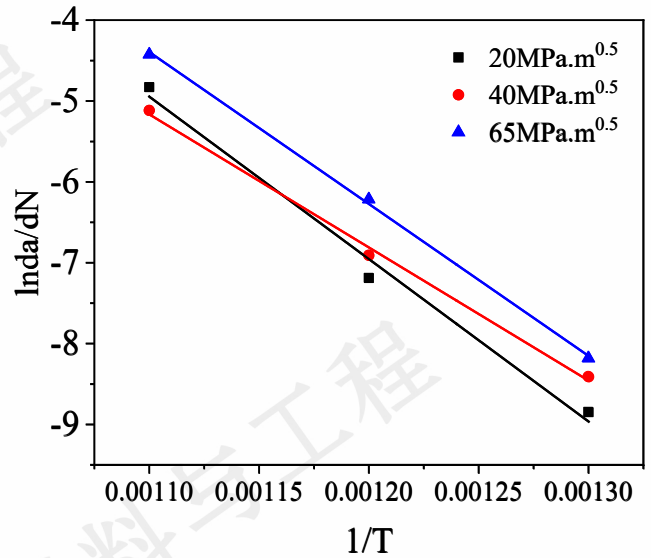


图 14 ln(da/dN) - 1/T 关系图

Fig.14 Plot of ln(da/dN) vs. 1/T

表 2 不同温度下 Paris 公式中参数 m 的值

Table 2 m values in Paris formula at different temperatures

T/°C	750	815	850
m	3.264	3.122	3.163
m 均值	3.183		

表 3 不同强度因子下 Paris 公式中参数 A 的值

Table 2 A values in Paris formula at different ΔK

ΔK / MPa.m ^{0.5}	20	40	65
A	-3872.155	-3522.116	-3276.934
A 均值	-3557.068		

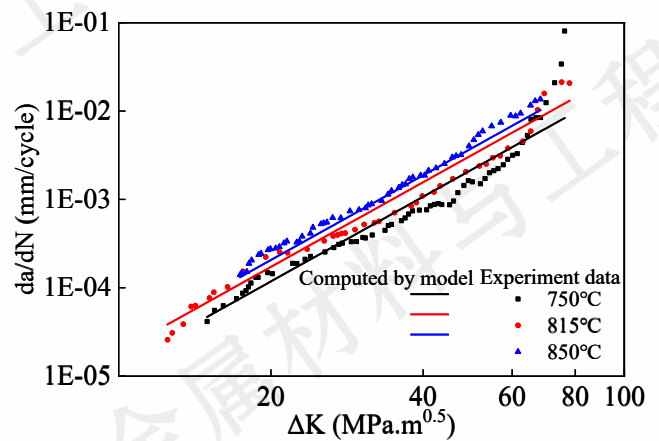


图 15 GH4710 合金疲劳裂纹稳态扩展速率模型计算数据与试验数据的对比曲线

Fig.15 Comparison of crack growth rate model and test curve of GH4710 alloy

3 结论

(1) GH4710 合金疲劳裂纹扩展速率随温度升高而增大, 750 °C 升至 850 °C 时疲劳寿命降低 74.7%; 界定了 815~850 °C 为合金疲劳性能的临界突变温度范围, 低于此温度范围时合金具有更宽的 ΔK 适用范围和更高的抗裂纹扩展能力。

(2) 晶界氧化弱化是 GH4710 合金高温疲劳性能退化的主导机制。随温度升高, 断裂模式从穿晶主导向沿晶主导演变, 转变速率与氧沿晶渗透深度及脆性氧化物生成量相关。

(3) 基于 Paris 公式引入 Arrhenius 温度修正项, 建立疲劳裂纹扩展速率模型: $da/dN = 9.783 \times 10^{-7} \times \exp(-3557.068/T)(\Delta K)^{3.183}$, 在 $\Delta K = 20 \sim 65 \text{MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$ 范围内预测误差小于 10%。该模型可为 GH4710 合金涡轮盘高温服役条件下的精确寿命评估与损伤容限设计提供工具。

参考文献 References

- [1] Chen Youhong(陈由红), Lan Bo(兰博), Sun Xing(孙兴) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(09): 2555-2564.
- [2] Cai Jianming(蔡建明), Tian Feng(田丰), Liu Dong(刘东), et al. *Journal of Materials Engineering*[J], 2018, 46(5): 36-43.
- [3] Jiang Rong(江荣), Wu Changhao(吴常皓), Wan Yuwei(万煜伟), et al. *JOURNAL OF MECHANICAL ENGINEERING* [J], 2021, 57(16): 122-131.
- [4] Jiang R, Reed P A S. *Materials Science and Technology*[J], 2016, 32(5): 401-406.
- [5] Dai Tangjie(戴堂杰), Liu Jiaming(刘家铭), Wu Huiping(吴会平), et al. *JOURNAL OF PLASTICITY ENGINEERING* [J], 2025, 32(07): 235-243.
- [6] Zhang Xingshuo(张星硕), Wang Lei(王磊), Liu Yang(刘杨) et al. *CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH* [J], 2019, 33(10): 721-727.
- [7] Chen Long, Cai Lixun, Yao Di. *Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2013, 26(1): 130.
- [8] Liu Lanzhou(刘兰舟), Gao Yifei(高怡斐), Chen Xin(陈新), et al. *PRESSURE VESSEL TECHNOLOGY* [J], 2025, 42(02): 1-9.
- [9] Yang Jian(杨健), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2013, 49: 71-80.
- [10] Xu Chao, Nai Qiliang, Yao Zhihao et al. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2017, 53(11): 1453-1460.
- [11] Wang Huan, Yuan Chao, Guo Jianting et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*[J], 2015, 25(1): 23-29.
- [12] Wang Fei(王飞). *Machine Building & Automation*[J], 2018, 47(06): 136-139.
- [13] Zhang H Y, Zhu H, Rong Y H, et al. *Engineering Failure Analysis*[J], 2024, 165: 108743.
- [14] Lee S Y, Lu Y L, Liaw P K et al. *Journal of materials science*[J], 2009, 44(11): 2945-2956.
- [15] Evans H E, Li H Y, Bowen P. *Scripta Materialia*[J], 2013, 69(2): 179-182.
- [16] D'Angela D, Ercolino M. *Structural Engineering and Mechanics*[J], 2021, 79(5): 541-556.
- [17] Wan Yuwei(万煜玮), Zhou Bin(周斌), Hu Xuteng(胡绪腾) et al. *JOURNAL OF PROPULSION TECHNOLOGY* [J], 2023, 44(02): 262-271.

Temperature-Dependent Modeling of High-Temperature Fatigue Crack Growth Behavior in GH4710 Superalloy

Chen Youhong, Lan Bo, Sun Xing, Li Kai

(AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: To address the risk of high-temperature fatigue failure in GH4710 superalloy turbine disks used in aero-engines, the fatigue crack growth behavior of the alloy was systematically investigated at 750 °C, 815 °C and 850 °C. The underlying temperature influence mechanism was elucidated, and a temperature-dependent model was established. The results indicate that grain boundary oxidation weakening is the dominant factor responsible for accelerated crack propagation at elevated temperatures. As the temperature increases from 750 °C to 850 °C, the fatigue crack growth rate increases significantly, accompanied by a 74.7% reduction in fatigue life. Concurrently, the fracture mechanism transitions from predominantly transgranular to intergranular failure. The temperature range of 815~850 °C is identified as a critical transition zone for fatigue performance

degradation. Below this range, the alloy exhibits a wider applicable range of the stress intensity factor range (ΔK) and superior crack growth resistance. Based on the Paris law, an Arrhenius-type temperature correction term was incorporated to develop a modified model: $da/dN = 9.783 \times 10^{-7} \times \exp\left(-\frac{3557.068}{T}\right) (\Delta K)^{3.183}$ (T is absolute temperature, K). Within the range of $\Delta K = 20 \sim 65 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$, the model predictions agree with experimental data within an error margin of less than 10%, accurately characterizing the fatigue crack growth behavior of the alloy between 750 °C and 850 °C. This study provides theoretical support for damage tolerance design, high-temperature service life prediction, and critical temperature warning of GH4710 alloy turbine disks.

Keywords: GH4710 alloy; fatigue crack growth; grain boundary oxidation; temperature effect; Paris model

Corresponding author: Chen Youhong, M. D., Senior Engineer, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62496699, E-mail: cyh198243@163.com