

高温低周疲劳损伤对 FGH96 合金力学性能影响

李政广¹, 徐可君¹, 秦海勤¹, 肖阳²

(1. 海军航空大学青岛校区, 山东 青岛 266041)

(2. 中国人民解放军 91213 部队, 山东 烟台 264000)

摘要: 通过设计 FGH96 粉末高温合金的高温低周疲劳试验和高温单轴拉伸试验, 研究了不同应力水平下高温低周疲劳损伤对合金力学性能的影响, 结合对断口形貌的观察和成分分析, 分析了合金力学性能改变的微观机理。结果表明, 受疲劳载荷作用期间位错运动的影响, 合金的屈服强度、抗拉强度在损伤前期表现出上升的趋势; 损伤后期, 随着材料内部裂纹的不断增多及扩展, 合金的弹性模量、抗拉强度不断退化。合金力学性能的变化与疲劳加载的应力水平表现出明显的相关性。断口显微组织分析表明, 随着损伤程度的增加, 合金高温拉伸断裂模式由韧性逐渐向脆性转变, 高温氧化加速了断裂模式的转变。

关键词: 粉末高温合金; 高温低周疲劳; 拉伸性能; 疲劳损伤; 断口分析

中图分类号: TG132.3*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)07-2511-08

FGH96 粉末高温合金是我国自主设计、生产的第 2 代损伤容限型粉末高温合金, 同第 1 代粉末高温合金相比, FGH96 合金适当降低了合金的强度水平, 提高了抗裂纹扩展性能、抗蠕变性能, 具有更高的屈服强度和优异的高温损伤容限特性, 现已成为我国航空发动机涡轮盘的首选材料^[1-3]。随着航空发动机性能的不不断提升, 涡轮进口温度、转速及发动机推力不断提高, 涡轮盘承受的高温低周疲劳载荷愈加严重^[4]。材料的力学性能受服役环境和载荷条件的影响而改变^[5-11], 尤其是强度^[9]、刚度^[10]、延展性^[11]等力学性能, 随着服役时间的增加而逐渐衰退。因此, 对 FGH96 合金开展高温低周疲劳损伤后的力学性能研究具有重要的意义。

近年来, 不断有学者针对 FGH96 合金的高温低周疲劳性能进行研究。Zhang 等^[12]研究了微观组织结构对 FGH96 疲劳裂纹扩展行为的影响, 并利用相关力学参数提出了一种材料寿命评估的新方法。苗等^[13-14]利用扫描电镜对 FGH96 合金试件不同应力水平下的疲劳断口进行观测, 从微观结构层面分析了 FGH96 合金高温疲劳的失效机理。Li 等^[15]实验分析了熔盐热腐蚀对 FGH96 合金高温低周疲劳行为的影响。Shi 等^[16]在 FGH96 合金光滑试样上人工引入缺陷, 研究了表面缺陷对 FGH96 合金疲劳寿命的影响。冯业飞^[17]及 Shi^[18]等定量研究了夹杂物的尺寸、位置、种类和外加载荷应变幅对 FGH96 合金低周疲劳寿命的影响, 建立了 FGH96 合金低周疲劳寿命与夹杂物特性的关系。作者

课题组前期^[19-20]通过实验获取了 FGH96 合金高温下的低周疲劳寿命数据, 通过对 Walker 指数的改进, 提高了 FGH96 合金低周疲劳寿命预测的精度。

尽管上述文献对 FGH96 合金的高温低周疲劳性能进行了多方位的研究, 但大多集中于 FGH96 合金低周疲劳寿命预测的研究, 关于 FGH96 合金在高温低周疲劳损伤后的力学性能变化鲜有报道。由于材料服役过程中的力学性能变化对飞行安全至关重要, 而材料损伤后的力学性能参数很难通过简单的推理及仿真得到, 只能通过大量实验进行获取。现有的文献尚不能为 FGH96 合金高温低周疲劳损伤后力学性能的变化提供有效参考。

为深入了解 FGH96 合金在服役过程中承受高温低周疲劳载荷作用下力学性能的变化规律, 本研究针对 FGH96 合金在 3 种载荷下开展不同循环次数的高温低周疲劳试验, 并对疲劳损伤后的试件进行高温单轴拉伸试验, 分析微观结构演变规律, 探讨高温低周疲劳损伤对 FGH96 合金相关力学性能参数的影响。为贴近工程实际, 试验温度及载荷的选取均参考自某航空发动机涡轮盘实际飞行参数, 试验结果可为 FGH96 合金结构件的疲劳寿命及可靠性评估提供参考。

1 实验

实验材料为 FGH96 粉末高温合金, 采用以下工序制备: 等离子旋转电极工艺 (PREP) 制粉→热等静压

收稿日期: 2022-06-25

作者简介: 李政广, 男, 1995 年生, 博士生, 海军航空大学青岛校区, 山东 青岛 266041, E-mail: lzguang_726@126.com

(HIP) 制备盘坯→等温锻造成型。具体热处理方式为: 1110~1120 °C 高温下完全固溶 2 h, 600 °C 进行盐淬处理, 并在 760 °C 保温 16 h, 炉内冷却至 550 °C 后进行空冷。本实验中 FGH96 合金的主要化学成分如表 1 所示。通过线切割工艺将材料加工成柱形棒材, 为避免试样形状及尺寸对实验结果造成影响, 单轴拉伸、低周疲劳试验采用统一的试样, 具体尺寸参数如图 1 所示。

通过对 FGH96 合金开展不同循环次数的高温低周疲劳试验, 再对其进行高温单轴拉伸试验, 获得 FGH96 合金在不同循环寿命分数下的力学性能。为贴近工程实际, 试验中载荷及温度的选取均参考自某型航空发动机飞行参数。根据该型发动机飞行参数数据统计分析, 在稳态转速为 100% 时, 涡轮盘寿命考核点处的温度为 519 °C, 考虑实际飞行中温度的波动变化等情况, 保守起见, 选取试验温度为 550 °C。由该型发动机各转速区间时间分布特点, 选取该型发动机高压涡轮盘 3 个典型工况 (最大状态、慢车状态、巡航状态) 下寿命考核点对应的应力水平 (1285, 1140, 1059 MPa) 作为应力峰值进行疲劳试验。通过实验结果比较, 总结出高温低周疲劳损伤对 FGH96 合金高温拉伸性能的影响。实验整体流程如图 2 所示。

实验具体操作过程如下:

(1) FGH96 合金试件不同应力水平下的高温低周疲劳试验

表 1 FGH96 合金的主要化学成分

Table 1 Chemical composition of FGH96 alloy (wt%)

Cr	Co	W	Mo	Ti	Al	Ni
15.43	12.94	5.22	4.11	3.51	2.49	56.30

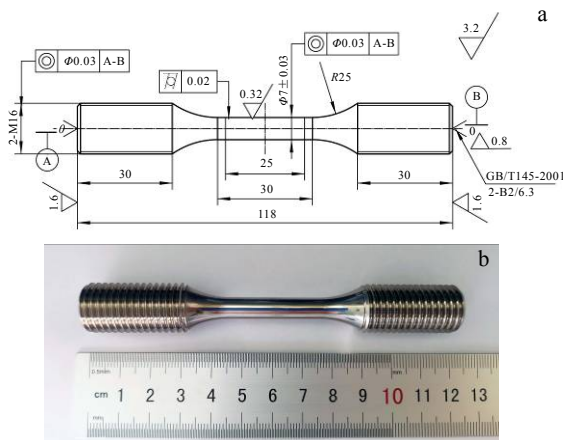


图 1 FGH96 合金拉伸和疲劳试样尺寸示意图和实物照片
Fig.1 Schematic diagram (a) and appearance (b) of tensile and fatigue test specimen of FGH96 alloy

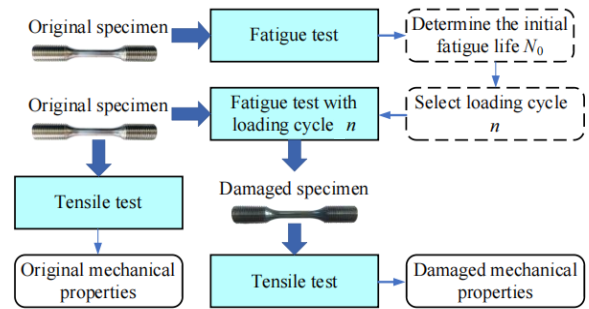


图 2 实验整体流程

Fig.2 Overall experiment process

为获取 FGH96 合金对应载荷下的疲劳寿命, 对 FGH96 合金分别进行应力峰值 σ_{max} 为 1285, 1140, 1059 MPa 的高温低周疲劳试验。试验在 PA-300 型高温疲劳试验机上进行, 试验方法参照《GB/T 15248-2008 金属材料轴向等幅低循环疲劳试验方法》, 试验频率为 5 Hz, 应力比 R 为 0.06, 试验采用应力控制、正弦波形的荷载方式, 试验温度为 550 °C。对 3 根试件进行试验, 取平均值确定为初始疲劳寿命 N_0 。

(2) FGH96 合金不同循环次数的高温低周疲劳试验。

在确定 FGH96 合金在 550 °C 下不同应力峰值的初始低周疲劳寿命 N_0 后, 以一定间隔选取循环寿命分数 n/N_0 在 0~1 之间对应的循环次数 n , 对试件进行高温低周疲劳试验, 试验方法与步骤 (1) 相同。

考虑到粉末高温合金因内部非金属夹杂等缺陷造成疲劳性能的分散性^[17], 当实际加载的循环寿命分数 n/N_0 未能超过 0.8 时, 即试件在循环次数 n' 时提前断裂 (此时 $n' < n$), 则将该试件断裂时的循环次数 n' 作为该应力下的一个疲劳试验寿命, 对初始疲劳寿命 N_0 进行平均修正, 并选取新的试件进行疲劳加载, 直至实际加载的循环寿命分数 n/N 超过 0.8, 则完成该应力水平下的疲劳试验。以此时修正的疲劳寿命 N 为该应力水平下试件的疲劳寿命。同时为兼顾实验成本, 设计疲劳试验加载方案时, 重点增加应力水平为 1285 MPa 下的试验组数, 利用 1285 MPa 下试验结果的规律, 对剩余应力水平的疲劳损伤试件拉伸性能试验结果进行拟合。各应力水平下试件的疲劳寿命 N 及实际疲劳试验加载方案如表 2 所示。

(3) 疲劳损伤试件的高温单轴拉伸试验

首先, 对未经疲劳损伤的 FGH96 合金试件进行高温单轴拉伸试验, 获取材料原始状态的力学性能参数,

表2 高温低周疲劳损伤试验加载方案

Table 2 Loading schemes of high temperature low-cycle fatigue damage test

Peak stress, σ_{\max}/MPa	Trough stress, σ_{\min}/MPa	Fatigue lifetime, N/cycle	Loading cycle, n/cycle	Lifetime fraction, n/N
1 285	63.54	8 960	500, 1 000, 1 500, 2 000,	0.056, 0.112, 0.167, 0.223,
			2 500, 3 000, 3 500, 4 000,	0.279, 0.335, 0.391, 0.446,
1 140	68.4	21 000	5 000, 5 500, 6 000, 6 500,	0.558, 0.614, 0.670, 0.725,
			7 000, 7 500	0.781, 0.837
1 059	77.1	83 000	2 500, 5 000, 7 500, 10 000,	0.119, 0.238, 0.357, 0.476,
			12 000, 13 500, 15 000, 16 500,	0.571, 0.643, 0.714, 0.786,
			18 000	0.857
			10 000, 25 000, 40 000, 50 000,	0.120, 0.301, 0.482, 0.602,
			55 000, 60 000, 65 000, 70 000,	0.663, 0.723, 0.783, 0.843,
			75 000	0.904

试验结果如表3所示。随后,对经高温低周疲劳试验后的损伤试件进行相同条件的高温拉伸试验,获取不同损伤状态下 FGH96 合金力学性能参数的变化。高温单轴拉伸试验在 WDW-100 型电子万能材料试验机上进行,采用 Epsilon3448 型高温轴向引伸计(标距 25 mm,量程 -2.5~25 mm,精度 0.5%)记录试件的变形,试验方法参照 GB/T 228.2—2015《金属材料拉伸试验第2部分:高温试验方法》,试验采用的应变速率为 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$,为使结果具有参考性且与工程实际相关联,单轴拉伸试验温度选取为 550 °C。

实验完成后,利用金相光学显微镜(OM)及扫描电子显微镜(SEM)对试件的拉伸断口进行观察,分析试件的损伤机理及微观结构变化与 FGH96 合金力学性能间的关系。

2 结果与分析

2.1 断裂特征

选取实验过程中的部分断裂试样进行断裂特征的宏观及微观观察,为总结出疲劳损伤发展下试件拉伸断裂特征规律,选取的试件疲劳试验应力水平均为 1285 MPa。

图3依次为未经疲劳损伤的拉伸断裂试样(图3a~3c)、经不同循环次数高温低周疲劳损伤后的拉伸断裂试样(图3d~3i,循环次数依次递增)及高温低周疲劳断裂试样(图3j)。从图中可以看出,经过 550 °C 高温拉伸加载后,FGH96 合金试样表面呈现蓝色,表明 FGH96 合金在 550 °C 的温度下表面发生了轻微的氧化反应。图3a~3c显示3组原始态试样拉伸断裂断口位置均集中于试样的中间部位;而图3d~3j中疲劳

损伤态拉伸断裂试样及低周疲劳断裂试样,断裂的位置相对随机分散。通过对比还可以看出,原始态拉伸断裂试样的断口呈韧性断裂特征,断面较为平整,断口有较为明显的“撕裂”痕迹;疲劳损伤态拉伸断裂试样,随着循环次数的增加,断面产生较大的高度差,宏观断裂特征逐渐由韧性向脆性转变。为深入揭示高温低周疲劳损伤对 FGH96 合金拉伸断裂模式的影响,对不同高温低周疲劳损伤程度的试样拉伸断口进行显微组织观察。

图4给出了部分疲劳损伤态拉伸断裂试件在光学显微镜和扫描电镜下断面的显微组织形貌。光学显微镜下,未经损伤和损伤前期的试样拉伸断口表现为拉伸韧性断裂特征,断面可见纤维区和剪切唇区,但同为拉伸韧性断裂特征的放射区并不明显^[21],断裂的起始位置发生在断面中心的纤维区(图4a和4c);随着循环次数的增加,中心纤维区的面积逐渐缩小,断裂特征逐渐向疲劳断裂特征转变,剪切唇区逐渐消失,断口边缘可见清晰的裂纹源,后期出现因氧化而明显变蓝的裂纹源区及裂纹扩展区(图4e和4g),断裂起始位置由断口中心的纤维区转移至边缘的裂纹源处,在拉伸载荷作用下经由裂纹扩展区逐步发展到中间的纤维区,向外辐射直至最终断裂。利用扫描电镜对试件断裂起始位置作进一步观察,可以看到,未经损伤的试件断口主要表现为沿晶断裂和大量较深的韧窝形貌(图4b),随着损伤的发展,韧窝的数量和深度逐渐变少、变浅(图4d);损伤后期,拉伸断口解理断裂的特征逐渐明显,中部纤维区可见类解理小断面(图4f),在裂纹扩展区可以观测到大量的微裂纹组成的疲劳条带(图4h)。

表3 550 °C下 FGH96 合金的力学性能

Table 3 Mechanical properties of FGH96 alloy at 550 °C

No.	Elasticity modulus, E/GPa	Yield strength, $\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	Ultimate tensile strength, σ_b/MPa	Elongation, $\delta/\%$
1	182.4	1062	1505	17.6
2	186.3	1038	1502	18.2
3	181.8	1068	1523	21.5
Mean	183.5	1056	1510	19.1

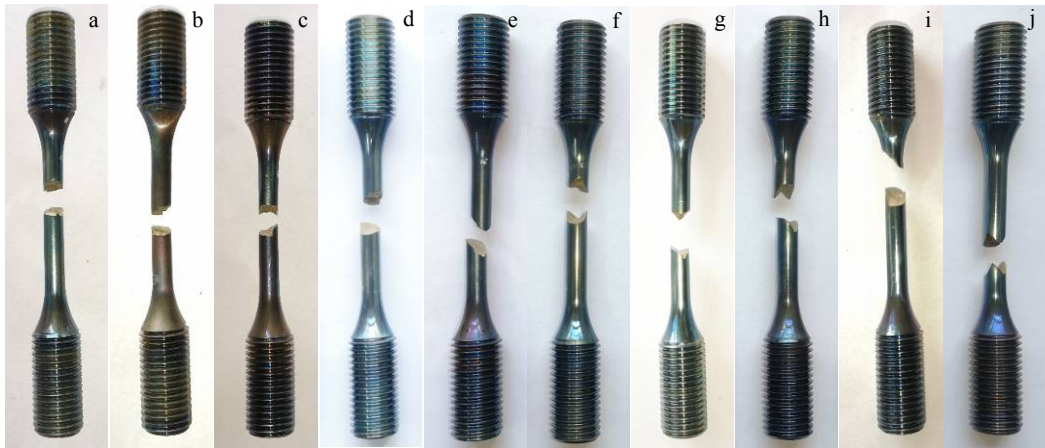


图 3 拉伸试验和疲劳试验后的断裂试件

Fig.3 Failed tensile specimens without fatigue damages (a-c); failed tensile specimens with fatigue damage under $\sigma_{max}=1285$ MPa for different loading cycles: (d) $n=1000$, (e) $n=2000$, (f) $n=4000$, (g) $n=6000$, (h) $n=7000$, and (i) $n=7500$; failed specimen of fatigue test under $\sigma_{max}=1285$ MPa (j)

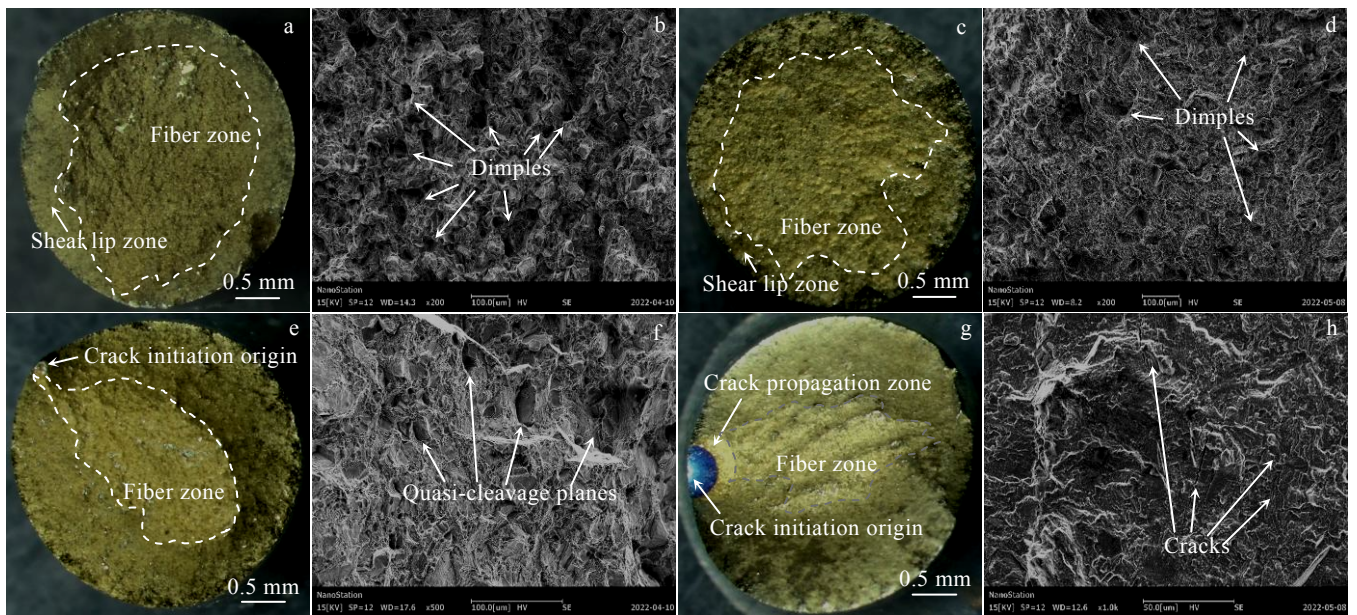


图 4 不同疲劳循环次数的试件拉伸断裂断口 OM 和 SEM 形貌

Fig.4 OM (a, c, e, g) and SEM (b, d, f, h) fracture morphologies of failed tensile specimens without (a, b) and with (c-h) fatigue damages under $\sigma_{max}=1285$ MPa for different loading cycles: (c, d) $n=2000$, (e, f) $n=6000$, and (g, h) $n=7500$

综合 FGH96 合金宏观、微观拉伸断口形貌的特征改变情况，可以看出，随着高温低周疲劳损伤的发展，试件断裂模式逐渐由拉伸韧性断裂转变为疲劳脆性断裂。

2.2 力学性能变化

图 5 为实验中几组典型疲劳损伤态的试样高温拉伸应力-应变曲线。可以看到，FGH96 合金没有明显的屈服平台，且当施加应力超过屈服强度时，损伤及

未损伤试件均出现了不稳定的塑性流变，即应变不增加而载荷突然降低的“卸载”现象，由此造成拉伸应力-应变曲线“锯齿”状的波动。对比同一疲劳应力水平下的拉伸应力-应变曲线（图 5 中曲线 B、C、D）发现，随着高温低周疲劳损伤的发展，拉伸断裂时对应的最大应变逐渐降低。

为具体了解材料力学性能的变化规律，本研究选取弹性模量、屈服强度、抗拉强度、延伸率 4 个变化

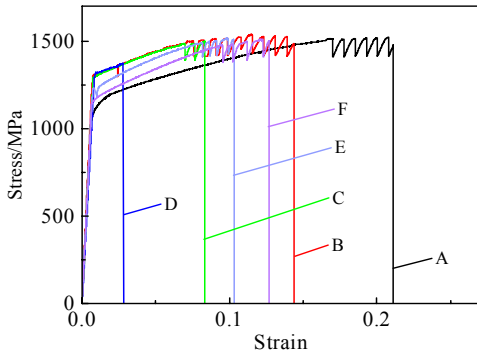


图 5 未损伤态和经不同应力水平下不同疲劳循环次数后的试样高温拉伸应力-应变曲线

Fig.5 Typical stress-strain curves of tensile tests at 550 °C for different specimens: curve A, without fatigue damage; curve B, $\sigma_{max}=1\ 285\ \text{MPa}$, $n=2\ 000$; curve C, $\sigma_{max}=1\ 285\ \text{MPa}$, $n=6\ 000$; curve D, $\sigma_{max}=1\ 285\ \text{MPa}$, $n=7\ 500$; curve E, $\sigma_{max}=1\ 140\ \text{MPa}$, $n=13\ 500$; curve F, $\sigma_{max}=1\ 059\ \text{MPa}$, $n=55\ 000$

明显的拉伸性能参数进行 FGH96 合金在高温低周疲劳损伤后力学性能的分析。考虑到实验过程中测量误差、材料分散性等因素导致实验结果分布离散，本研究通过选取相应函数拟合出性能参数的变化趋势。

FGH96 合金经高温低周疲劳损伤后的弹性模量变化情况如图 6a 所示，可以看到，在高温低周疲劳载荷作用前期，试件的弹性模量并没有明显的变化（波动范围均在 3% 以内）。当循环寿命分数超过 0.6 时，弹性模量呈明显的退化趋势。通过对 3 组不同疲劳应力条件下曲线的对比可以发现，弹性模量的变化与载荷大小呈一定的相关性，即随着应力水平的增加，弹性模量的退化速度越快，退化的幅度也越大。弹性模量整体呈指数函数规律退化。

由于 FGH96 合金在高温静态拉伸过程中没有明显的屈服平台，所以选取 0.2% 的残余变形量对应的条件屈服应力作为屈服强度。图 6b 所示为不同疲劳应力下 FGH96 合金屈服强度随循环寿命分数的变化情况。同未经疲劳损伤的试件相比，受高温低周疲劳损伤的试件的屈服强度出现了明显的增加，随着循环寿命分数的增大，屈服强度在损伤前期增加到饱和值后，处于动态稳定的状态不再变化。同时，试件所受疲劳应力水平越高，屈服强度上升越快，稳态值越高。

图 6c 给出了 FGH96 合金高温抗拉强度随循环寿命分数的变化趋势。损伤前期，试件的抗拉强度有小幅的增加，随后达到动态稳定的状态，在疲劳损伤后期，试件的抗拉强度迅速减小。抗拉强度在损伤中后期的变化规律同弹性模量的变化规律大体相似。

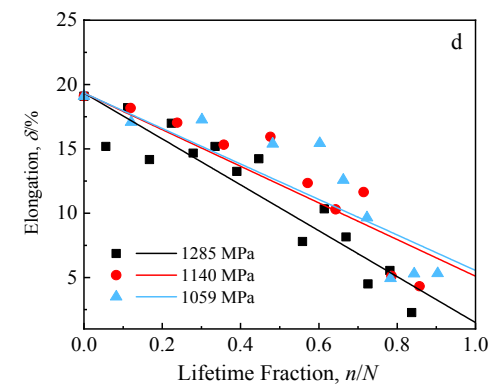
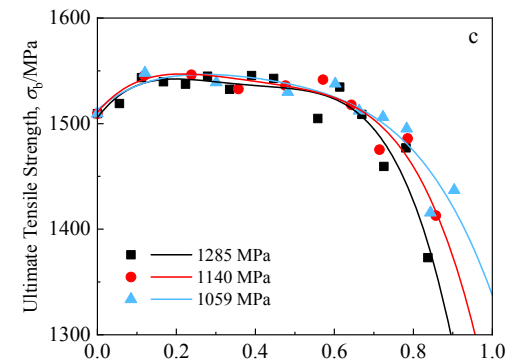
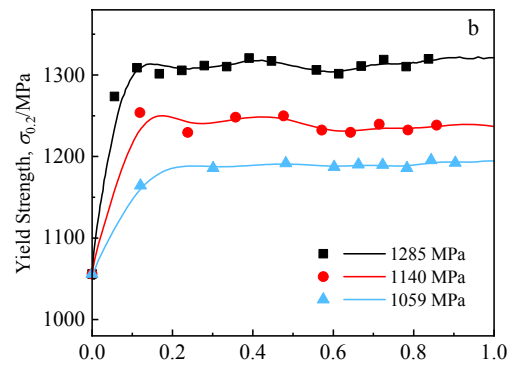
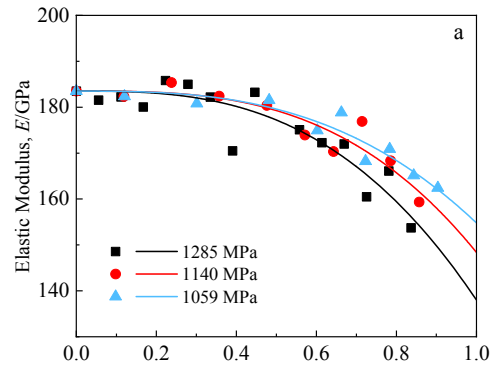


图 6 FGH96 合金 550 °C 下力学性能随疲劳循环寿命分数的变化情况

Fig.6 Changes of mechanical properties of FGH96 alloy at 550 °C with lifetime fraction: (a) elastic modulus E , (b) yield strength $\sigma_{0.2}$, (c) ultimate tensile strength σ_b , and (d) elongation δ

FGH96 合金高温拉伸延伸率随循环寿命分数的变化情况如图 6d 所示。随着高温低周疲劳损伤的发展, 材料的延伸率持续下降, 当循环寿命分数达到 0.7~0.8 之间时, 材料达到拉伸韧断/脆断的临界点(延伸率 5%)。高温拉伸延伸率整体呈线性规律退化, 且随着应力水平的增加, 退化的速率越大。

2.3 分析与讨论

通过观察不同损伤程度下试件的拉伸断裂断口形貌特征, 可以推测材料内部位错的运动、裂纹的萌生与扩展及高温下材料表面的氧化这些引起 FGH96 合金拉伸力学性能变化的机制。为探究材料内部组织变化对 FGH96 合金力学性能的影响, 从位错、裂纹、高温氧化 3 个角度对材料性能的变化进行分析讨论。

从疲劳损伤后期的试件拉伸断口微观形貌可看出, 裂纹扩展区(图 7)除可见因拉伸断裂产生的微小韧窝外, 还可清晰看到大量光滑小平面对应的滑移台阶。这表明在高温低周疲劳载荷作用下, FGH96 合金内部发生了位错滑移, 从而产生具有刃型位错墙结构的驻留滑移带。位错的运动带来了 FGH96 合金屈服强度及抗拉强度前期的增加: 损伤早期, 位错集结在合金 γ' 强化相周围, 裂纹起源处的位错密度较大, 且不易运动, 造成位错塞积, 位错阻力增加。拉-拉循环载荷作用下, FGH96 合金发生包辛格效应, 在塑性流动方向上抗塑性变形的能力增强, 由此带来屈服强度、抗拉强度的提高, 但屈服强度提高的幅度更明显。由于不同疲劳应力水平造成的位错阻力的差异, 屈服强度在疲劳损伤后的改变量由此产生不同。

随着疲劳损伤的发展, 合金内部萌生裂纹且裂纹不断扩展, 对材料的力学性能也会产生一定的影响。高温低周疲劳损伤前期, FGH96 合金处于疲劳裂纹的萌生期, 通过图 4c 和 4d 的断口微观形貌也可以看出, 疲劳

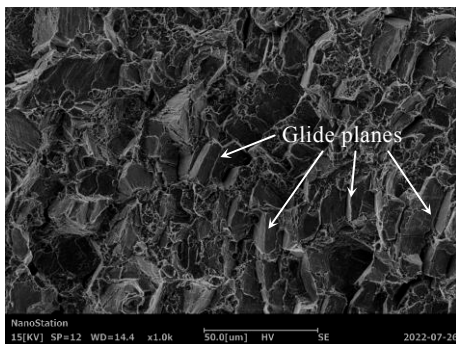


图 7 损伤后期试件拉伸断口裂纹扩展区 SEM 形貌
Fig.7 SEM morphology of crack propagation zone of the failed tensile specimen after fatigue cycle test under $\sigma_{max}=1285$ MPa and $n=7500$

损伤前期的 FGH96 合金拉伸断口依然表现出韧性断裂特征, 并没有明显的疲劳裂纹产生。而金属材料的弹性模量是结构不敏感性参数, 只与金属原子间结合力的大小有关, 很难因材料的热处理、冷热加工等处理方式产生变化^[5]。因此, 在高温低周疲劳损伤前期, FGH96 合金的弹性模量并未发生明显的改变。在高温低周疲劳损伤的后期, 合金内部微裂纹萌生并不断扩展, 裂纹的不断发展使金属原子间结合力下降, 弹性模量呈逐渐下降趋势。同时, 裂纹的不断扩展、合并使试件原始横截面积的承载能力下降, 合金抗拉强度在后期表现出同样的下降趋势。

利用能谱分析仪(EDS)对疲劳损伤后期拉伸断裂试件断口的裂纹源区进行成分分析(分析位置见图 8a)。分析结果如图 8b 和表 4 所示, 裂纹源区发现含量较高的 O 元素, 表明断口中的裂纹源区发生了氧化反应。结合图 3 中试件表面因氧化而呈现蓝色的现象,

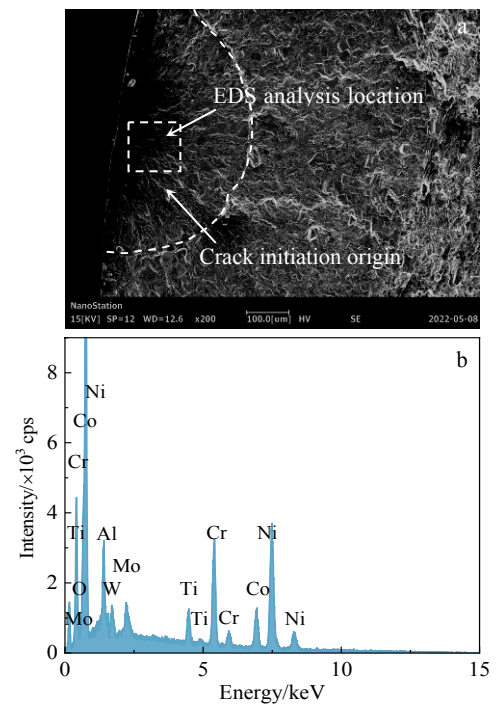


图 8 损伤后期试件拉伸断口裂纹源区 SEM 形貌及 EDS 能谱
Fig.8 SEM morphology (a) and EDS spectrum (b) of crack initiation origin of the failed tensile specimen after fatigue cycle test under $\sigma_{max}=1285$ MPa and $n=7500$

表 4 图 8a 标注区 EDS 分析结果

Table 4 EDS analysis result of the selected area in Fig.8a ($\omega/\%$)

O	Cr	Co	W	Mo	Ti	Al	Ni
24.35	13.82	9.58	1.26	3.85	3.67	2.81	40.66

可以推断, 高温低周疲劳载荷作用下, FGH96 合金表面发生氧化反应, 加快了疲劳裂纹的萌生及向材料内部的扩展, 在材料内部留下大量的疲劳裂纹及滑移带等缺陷, 造成 FGH96 合金弹性模量、抗拉强度降低的同时, 合金高温拉伸断裂模式也由损伤前期韧窝聚合造成的韧性拉伸断裂, 转变为损伤后期多种缺陷造成的脆性断裂, 合金的塑性性能降低, 作为材料的塑性性能参数的延伸率也在循环载荷的加载下表现出降低的趋势。Jiang 等^[22]在对镍基粉末高温合金的研究中, 通过对真空及空气中裂纹扩展情况的对比, 同样发现高温氧化能够加速合金的裂纹扩展行为, 徐超等^[23]在对镍基高温合金 GH4738 的研究中也发现了相似的规律。

3 结 论

1) 高温低周疲劳损伤能明显地改变 FGH96 合金的高温力学性能, 随着损伤的增加, 弹性模量前期趋于稳定而后明显衰退, 屈服强度显著提高后趋于动态稳定, 抗拉强度前期小幅提高随后趋于稳定最后显著衰退, 延伸率持续降低。

2) 高温低周疲劳损伤改变了 FGH96 合金高温拉伸的断裂模式, 断裂模式由韧性断裂逐步转变为脆性断裂, 高温拉伸延伸率逐渐降低。

3) 高温低周疲劳载荷加载下, 裂纹由合金表面高温氧化处萌生并向内扩展, 使合金产生疲劳裂纹、滑移带等内部缺陷。

4) 承受高温低周疲劳损伤的 FGH96 合金力学性能改变主要源于材料内部的位错运动和微裂纹的不断发展, 高温氧化加速了裂纹的萌生与扩展, 也加快了合金断裂模式的转变。

参考文献 References

- [1] An Zhen(安震), Han Hao(韩昊), Li Fulin(李福林) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(7): 2297
- [2] Wang Y R, Wang X C, Zhong B *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2019, 122: 116
- [3] Huang Zhengqin(黄钰钦), Wang Yan(王岩), Liu Minxue(刘敏学) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2021, 31(7): 1842
- [4] Feng Yinli(冯引利), Wu Changbo(吴长波), Gao Weiqiang(郭伟强) *et al. Journal of Aerospace Power*(航空动力学报)[J], 2012, 27(3): 628
- [5] Ye D Y. *International Journal of Fatigue*[J], 2005, 27(9):

1102

- [6] Zhang Guodong(张国栋), Yu Huichen(于慧臣), He Yuhuai(何玉怀) *et al. Journal of Aerospace Power*(航空动力学报)[J], 2007, 22(9): 1544
- [7] Wang X W, Zhang W, Ni J Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 744: 415
- [8] Zhang C T, Wang R H, Song G B. *Construction and Building Materials*[J], 2020, 252: 118 845
- [9] Yuan R, Li H Q, Huang H Z *et al. International Journal of Damage Mechanics*[J], 2014, 24(5): 646
- [10] Si Q, Ding Y, Zong L *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2022, 160: 106 874
- [11] Ye D Y, Xu Y D, Xiao L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(16-17): 4092
- [12] Zhang L N, Wang P, Dong J X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 587: 168
- [13] Miao G L, Yang X G, Shi D Q. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 668: 66
- [14] Miao Guolei(苗国磊), Yang Xiaoguang(杨晓光), Shi Duoqi(石多奇). *Journal of Aerospace Power*(航空动力学报)[J], 2017, 32(2): 424
- [15] Li S L, Yang X G, Qi H Y *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2018, 116: 334
- [16] Shi Y, Yang X G, Yang D D *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2020, 137: 105 639
- [17] Feng Yefei(冯业飞), Zhou Xiaoming(周晓明), Zou Jinwen(邹金文) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(7): 2455
- [18] Shi Y, Yang D D, Yang X G *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2020, 131: 105 365
- [19] Xiao Yang(肖阳), Qin Haiqin(秦海勤), Xu Kejun(徐可君) *et al. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2021, 42(5): 524 360
- [20] Xu Kejun(徐可君), Xiao Yang(肖阳), Qin Haiqin(秦海勤) *et al. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2021, 42(5): 524 109
- [21] Fan Zhidong(范志东), Li Ji(李季), Ma Yichao(马翼超) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(4): 1288
- [22] Jiang R, Everitt S, Lewandowski M *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2014, 62: 217
- [23] Xu Chao(徐超), Nai Qiliang(倪启亮), Yao Zhihao(姚志浩) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2017, 53(11): 1453

Effects of High Temperature Low-Cycle Fatigue Damage on Mechanical Properties of FGH96 Alloy

Li Zhengguang¹, Xu Kejun¹, Qin Haiqin¹, Xiao Yang²

(1. Naval Aviation University (Qingdao Campus), Qingdao 266041, China)

(2. 91213 Troops of PLA, Yantai 264000, China)

Abstract: High temperature low-cycle fatigue test and high temperature tensile test were designed to study the effects of high temperature low-cycle fatigue damage on mechanical properties of FGH96 powder metallurgy superalloy. The microscopic mechanism of the mechanical properties changes of FGH96 alloy was analyzed by observing the fractographs and EDS elements analysis. Results show that the yield and tensile strength show an upward trend in the early stage of damage due to the effects of dislocation motion; in the later stage of damage, the elastic modulus and tensile strength continuously decrease when the internal cracks increase and expand. The change of the mechanical properties shows a clear correlation with the stress level of fatigue test. The microstructure analysis results show that with increasing the damage degree, the high temperature tensile fracture mode gradually changes from the ductile to the brittle, and the fracture is accelerated by high temperature oxidation.

Key words: powder metallurgy superalloy; high temperature low-cycle fatigue; tensile properties; fatigue damage; fracture analysis

Corresponding author: Xu Kejun, Ph. D., Professor, Naval Aviation University (Qingdao Campus), Qingdao 266041, P. R. China, E-mail: xukejunxuran@126.com