

温度对第四代粉末高温合金低周疲劳变形行为的影响

金易璇¹, 江 荣¹, 李张辉¹, 张 强², 刘建涛², 宋迎东^{1,3}

(1. 南京航空航天大学能源与动力学院, 南京 210016; 2. 钢铁研究总院高温材料研究所, 北京 100081;
3. 哈尔滨工程大学, 哈尔滨 150000)

摘要: 系统探讨了温度对第四代粉末高温合金 FGH4108 低周疲劳变形机制的影响。通过在 400~850 °C 温度下开展应变控制低周疲劳 (Low-cycle fatigue, LCF) 试验, 结合扫描电镜 (Scanning electron microscopy, SEM)、电子背散射衍射 (Electron backscatter diffraction, EBSD) 和透射电镜 (Transmission electron microscopy, TEM) 等表征手段, 揭示了温度主导下合金从循环硬化向循环软化主导机制的演化过程。结果表明, 600 °C 及以下 FGH4108 合金表现出显著的循环硬化趋势, 700 °C 以上则发生软化, 尤以 850 °C 最为显著。断裂模式由穿晶逐步过渡至沿晶, 变形机制亦由基体内位错累积转向位错剪切 γ' 相及层错、孪晶协同机制。TEM 观察显示, 高温下 γ' 相稳定性下降, 局部区域出现明显的层错结构及局域 γ' 剪切行为。EBSD 分析表明, 600~850 °C 范围内晶内局部畸变整体分布稳定, 表明温度对位错密度影响相对有限。研究结果有助于深入理解 FGH4108 合金高温疲劳行为的演化机制, 为新一代粉末高温合金的服役性能评估与优化设计提供理论支撑。

关键词: 粉末高温合金; 低周疲劳; 循环变形; 位错; 变形机理

中图分类号: O346.2

文献标志码: A

文章编号: 1005-2615(2025)04-0601-09

Effect of Temperature on Low-Cycle Fatigue Deformation Behavior of a Fourth-Generation Powder Metallurgy Superalloy

JIN Yixuan¹, JIANG Rong¹, LI Zhanghui¹, ZHANG Qiang², LIU Jiantao², SONG Yingdong^{1,3}

(1. College of Energy and Power Engineering, Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, Nanjing 210016, China;
2. Institute for High Temperature Materials, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China;
3. Harbin Engineering University, Harbin 150000, China)

Abstract: This study systematically investigates the influence of temperature on the low-cycle fatigue (LCF) deformation mechanisms of the fourth-generation powder metallurgy (PM) superalloy FGH4108. Strain-controlled fatigue tests were conducted at temperatures ranging from 400 °C to 850 °C, in combination with microstructural characterization techniques including scanning electron microscopy (SEM), electron backscatter diffraction (EBSD), and transmission electron microscopy (TEM). The evolution of the fatigue response from cyclic hardening to softening under temperature control was elucidated. The results show that FGH4108 exhibits significant cyclic hardening behavior at temperatures up to 600 °C, whereas cyclic softening becomes dominant above 700 °C, with the most pronounced effect observed at 850 °C. Fracture mode transitions from transgranular to intergranular with increasing temperature, accompanied by a change in deformation mechanism from dislocation accumulation in the matrix to a combined mechanism of γ'

基金项目: 航空发动机及燃气轮机基础科学中心重点项目 (P2022-B-III-007-001); 国家科技重大专项 (2017-VI-0009-0079); 江苏省自然科学基金 (BK20220136)。

收稿日期: 2025-05-24; **修订日期:** 2025-07-05

通信作者: 江荣, 男, 教授, 博士生导师, E-mail: rjiang@nuaa.edu.cn; 张强, 男, 工程师, E-mail: zhangqiang0_2019@163.com。

引用格式: 金易璇, 江荣, 李张辉, 等. 温度对第四代粉末高温合金低周疲劳变形行为的影响[J]. 南京航空航天大学学报 (自然科学版), 2025, 57(4): 601-609. JIN Yixuan, JIANG Rong, LI Zhanghui, et al. Effect of temperature on low-cycle fatigue deformation behavior of a fourth-generation powder metallurgy superalloy[J]. Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics (Natural Science Edition), 2025, 57(4): 601-609.

precipitate shearing, stacking fault formation, and twinning. TEM observations revealed that the γ' phase exhibits reduced thermal stability at elevated temperatures, with localized stacking faults and γ' shearing features observed. EBSD analysis indicated that the distribution of intragranular local misorientation remains relatively stable between 600 °C and 850 °C, suggesting a limited influence of temperature on overall dislocation density. These findings provide insights into the temperature-dependent fatigue behavior of FGH4108 and offer theoretical guidance for performance evaluation and design optimization of next-generation PM superalloys.

Key words: powder metallurgy superalloy; low-cycle fatigue; cyclic deformation; dislocation; deformation mechanism

随着先进航空发动机技术的不断发展,其涡轮前温度持续攀升,使得关键热端部件,尤其是涡轮盘在服役过程中需承受更高的温度和更大的机械载荷^[1]。为满足这一日益严苛的服役环境,所用材料必须具备更优异的高温强度、组织稳定性及损伤容限性能。镍基高温合金作为核心结构材料,历经多代发展,已显著提升其高温力学性能与抗氧化能力^[2]。FGH系列粉末冶金合金便是这一演进过程中的重要代表,其中FGH96凭借其细小均匀的晶粒和优异的高温性能,已广泛应用于涡轮盘制造^[3]。近年来,为应对更高服役温度和更大载荷条件,第四代粉末高温合金逐步发展而成,其通过优化 γ' 相稳定性与析出特征,显著提升了合金的蠕变强度与组织稳定性,使其服役温度较上一代材料提高了约30 °C^[4-5]。

在航空发动机工作过程(启动、推力调整及关机过程)中,涡轮盘承受高温和交变载荷,从而易诱发疲劳裂纹的萌生与扩展,导致低周疲劳失效。此外,涡轮盘在运行中存在显著的径向温差,温度可从盘心约400 °C逐渐升高至盘缘750 °C左右^[6]。在某一瞬态载荷下,盘缘的温度甚至高于750 °C。在这一宽广温区内,镍基合金的疲劳行为会受到显著影响。在500~600 °C温度下,合金可能表现为循环硬化或稳定响应;而在接近800 °C的高温下,则更易出现循环软化现象,伴随 γ' 强化相的粗化与组织退化^[7]。以FGH96为例,在550 °C时其循环响应较为稳定,但在720 °C则明显软化,并出现 γ' 相粗化现象^[8]。此外,高温还会促进诸如蠕变-疲劳交互作用、氧化损伤等温依赖机制,这些因素都会加速裂纹扩展,严重削弱材料的疲劳寿命^[9]。

不同温度下,粉末高温合金在低周疲劳过程中的变形行为与微观机制呈现出一定的差异,主要表现为从低温的位错剪切强化机制逐步过渡到高温的绕过滑移与组织软化机制,体现出温度主导下的应力响应和组织演化规律^[10-13]。在低温阶段(如室温至500 °C),材料通常表现出明显的循环硬化行为,其微观机制主要由位错与 γ' 相的强交互作用所驱动^[2]。在该温度区间内,位错主要受限于少数滑

移系并以 $\{111\}$ 平面为主发生平面滑移,塑性局域化显著。由于细小 γ' 相分布均匀、体积分数高,位错需以成对方式切入 γ' 相并形成反相畴界(Anti-phase boundary, APB),该过程显著提高滑移临界应力,形成强烈的强化效应^[14]。同时,在 γ/γ' 界面处,位错堆积密集并形成滑移带,使应力进一步积累。因此,低温下的强化机制主要源于位错增殖、界面塞积与 γ' 切割行为共同作用,其滑移机制和位错结构的高度有序性是循环硬化行为的本质基础^[15]。进入中温区间(600~700 °C),材料的循环应力响应趋于复杂。此阶段一般表现为循环硬化阶段缩短、应力水平提前进入下降区间,说明软化机制开始主导变形过程^[16]。微观上,随温度升高,位错获得更高的热激活能力,平面滑移逐渐向交滑移与攀移转变,滑移路径增多。部分位错不再剪切 γ' 相,而是选择从 γ' 粒子之间穿过或沿界面滑移,甚至形成闭合环结构,这标志着滑移机制正从剪切型向绕过型(Orowan机制)过渡。在这一过渡区间, γ' 相仍具一定稳定性,小尺寸颗粒尚可被位错剪切,因此往往出现剪切与绕过机制共存的复杂变形状态^[17]。组织层面, γ' 相可能出现初步粗化,导致析出强化能力略有下降,同时降低了 γ/γ' 界面错配应力,进一步削弱强化效应。因此,中温阶段是位错行为与强化机制演化的临界区间,循环应力应对微观结构变化极为敏感,表现出强烈的非线性与温度依赖性。当温度高于800 °C时,材料普遍表现为首循环即进入持续软化阶段,疲劳寿命明显缩短,失效形式也更倾向于沿晶断裂或高温蠕变型破坏^[18]。在这一阶段, γ' 相开始发生明显粗化甚至局部溶解,其强化能力迅速下降。微观上,位错滑移方式由交滑移进一步演化为层错,在非共面滑移系上频繁发生交错与攀移活动,滑移面分散且连续性差^[19]。同时,由于 γ' 相难以提供足够剪切阻力,位错更多地通过Orowan机制绕过强化相滑移,失去了APB所带来的高应力强化效应^[20]。组织结构方面也发生显著演变,高温动态回复和动态再结晶现象频繁,位错密度下降,亚晶界与等轴晶的形成,使材料由强化状态转为软化主导^[20]。高温下 γ/γ' 界

面的失稳、滑移不连续性以及组织粗化共同作用,会导致循环应力持续降低,滞回环面积减小,塑性耗散能力减弱^[8]。此外,高温氧化在晶界处加剧元素偏析与脆化,会使裂纹易于沿晶萌生与扩展,从而加速疲劳失效过程^[21]。

尽管已有研究对粉末高温合金在高温下的疲劳行为进行了较多探讨,但对于材料在不同温度区间内循环响应特征的微观转化机制,即位错运动与 γ' 相相互作用模式的演化规律,以及组织结构在高温作用下的稳定性变化尚缺乏系统研究,尤其是在新型第四代粉末高温合金 FGH4108 中,温度驱动下的剪切/绕过机制切换界限、 γ' 相热稳定性与微区应变集中的内在关联仍不明确。为此,本研究聚焦第四代镍基粉末高温合金 FGH4108,开展 400、500、600、650、750 和 850 $^{\circ}\text{C}$ 下的应变控制低周疲劳 (Low-cycle fatigue, LCF) 试验,并结合多尺度表征手段,系统分析温度对疲劳性能演化及微观损伤机制的调控作用。研究揭示了循环软化演变与 γ' 变形机制的协同关联,明确了剪切与绕过主导模式的温区转换边界,并量化了温度对位错密度分布与

局部应变集中的影响规律,为高温服役环境下的疲劳设计与寿命评估提供理论支撑。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料与微观组织

所使用的材料为由中钢集团钢铁研究总院提供的第四代粉末高温合金 FGH4108。该合金通过电极感应熔化气体雾化 (Electrode induction-melting gas atomization, EIGA) 制粉,随后经热等静压 (Hot isostatic pressing, HIP) 致密化处理,并依次经过热挤压和等温锻造成型,以获得最终形状。通过 HIP 和锻造等制造步骤可有效降低潜在孔隙率,从而保证材料具有高致密度与高稳定性的最终组织。合金的化学成分 (质量分数) 如表 1 所示。试验前,选取合金锻件中部区域,加工成直径 15 mm、长度 91 mm 的圆棒试样,并进行固溶处理与两级时效热处理。具体热处理工艺如下:1 180 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 2 h 后空冷;随后在 870 $^{\circ}\text{C}$ 保温 4 h 空冷,再于 760 $^{\circ}\text{C}$ 保温 16 h 后空冷。最终获得粗晶 (Coarse grain, CG) 组织。

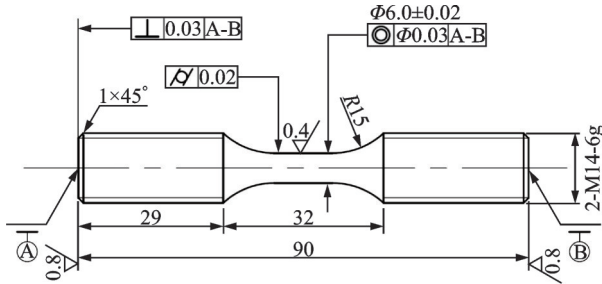
表 1 第四代粉末高温合金 FGH4108 成分
Table 1 Chemical composition of the fourth-generation powder superalloy

元素	Al	Ti	Cr	Co	Mo	W	Nb+Ta+Hf	C	B	Zr	Ni
质量分数/%	3.0	3.0	12.0	18.0	3.0	3.0	5.9	0.05	0.04	0.05	Bal.

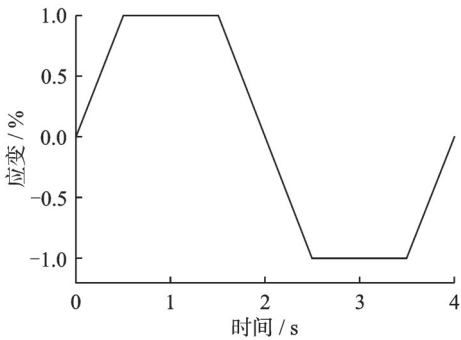
在开展 FGH4108 合金的疲劳试验前,首先对其初始显微组织 (包括晶粒形貌和 γ' 析出相) 进行了表征。试样采用线切割电火花加工方式从合金中制备,制成直径为 14 mm、高度为 5 mm 的圆柱状块体。样品表面依次使用粒度从 400[#]至 5 000[#]的碳化硅砂纸进行打磨,随后使用粒径为 0.04 μm 的胶体二氧化硅 (Oxide polishing suspension, OPS) 悬浮液进行抛光处理。采用电子背散射衍射 (Electron backscatter diffraction, EBSD) 对晶粒尺寸进行表征,使用 Zeiss Gemini 500 型扫描电子显微镜 (Scanning electron microscopy, SEM),操作加速电压为 20 kV,步长为 0.5 μm ,扫描区域为 0.8 mm $\times$ 0.8 mm。EBSD 数据由 Aztec Crystal 软件处理,用于获得晶粒形貌及晶体取向分布。完成 EBSD 表征后,对已抛光的金相样品在室温下使用质量分数 10% 的磷酸水溶液进行电解腐蚀。腐蚀参数为电压 5 V、电流 0.15 A,腐蚀时间 10 s。随后采用 Zeiss Gemini 500 SEM 观察 γ' 析出相,设置加速电压为 20 kV,工作距离为 7 mm。

1.2 LCF 试验

LCF 试样尺寸如图 1(a) 所示,标距段表面通过机械加工与抛光处理,使其粗糙度达到 Ra 0.2,



(a) Schematic of the LCF specimen geometry



(b) Strain-controlled loading waveform in the LCF test

图 1 LCF 加载试验

Fig.1 LCF loading test

从而避免因加工缺陷 (如刀痕) 对疲劳行为产生影响。加载方式采用“1-1-1-1”梯形波形进行应变控制 LCF 试验,具体加载路径如图 1 所示。疲劳试验

温度分别为 400、500、600、700、750、800 和 850 °C, 试验采用 MTS 伺服液压疲劳试验机进行, 应变幅设定为 1%, 应变比为 -1。在各温度条件下分别测试 1 根试样, 所得结果用于分析温度对疲劳行为的影响趋势。由于采用大载荷条件(应变比 -1, 应变幅 1%), 循环变形行为分散性较小, 因此可用于揭示不同温度下的主导机制演化规律。

1.3 疲劳断口与变形机理分析

在距试样断口约 5 mm 处进行线切割, 以获取完整且未受损的断口截面。随后使用无水乙醇对断口进行超声清洗, 去除表面氧化物和杂质颗粒, 确保表面洁净度。采用扫描电子显微镜(SEM, Zeiss Evo10)对高温合金试样断口进行观察, 加速电压为 5 kV, 工作距离为 10 mm。

利用透射电子显微镜(Transmission electron microscopy, TEM)分析疲劳失效试样的位错结构特征, 以揭示材料在疲劳过程中的微观变形机制。TEM 样品自疲劳断裂源远离约 10 mm 处截取, 切割方向垂直于加载方向, 厚度控制在约 0.5 mm, 并冲压成 3 mm 的圆片, 随后采用双喷射电解抛光进行减薄, 抛光液为体积分数 10% 高氯酸-酒精溶液, 电压为 18 V, 槽温保持在 -18~21 °C。TEM 观察采用 FEI Talos 200 F 显微镜进行, 电压为 200 kV。

除此之外, 为进一步研究疲劳变形区域的晶体取向演化, 采用 EBSD 技术对疲劳标距段(距断口约 10 mm, 并遵循与前述初始显微组织的 EBSD 制样流程一致的制备方式)进行表征分析, 观察面垂直于加载方向, 以获取相应区域的变形信息。

2 结果与讨论

2.1 微观组织表征结果

图 2 展示了 FGH4108 合金的晶粒取向与尺寸分布^[22], 所用样品与后续试验部分均来自同一批次, 其中, $CF_{0.5}$ 和 $CF_{0.9}$ 分别表示晶粒尺寸的累计频率达到 50% 和 90% 时所对应的晶粒尺寸大小, 用于表征颗粒尺寸分布的统计特征。可以观察到晶粒整体分布较为均匀, 部分晶粒内部存在孪晶结构。图 2(b) 为晶粒尺寸分布图, 计算得平均晶粒尺寸为 $(22.85 \pm 10.99) \mu\text{m}$ 。统计过程中剔除了含孪晶晶粒以及尺寸小于 $5.4 \mu\text{m}$ 的细小晶粒^[23]。

图 3(a) 为 FGH4108 合金中 γ' 析出相的 SEM 形貌图, 清晰显示出材料中存在 3 种类型的 γ' 析出物, 分别为一次 γ' 、二次 γ' 和三次 γ' 。其中, 一次 γ' 数量较少, 尺寸最大 ($1 \sim 2 \mu\text{m}$), 形貌接近球形; 二次 γ' 尺寸中等, 分布较为均匀; 三次 γ' 数量最多, 尺寸最小, 且以球形或近球形状态弥散分布于晶粒内

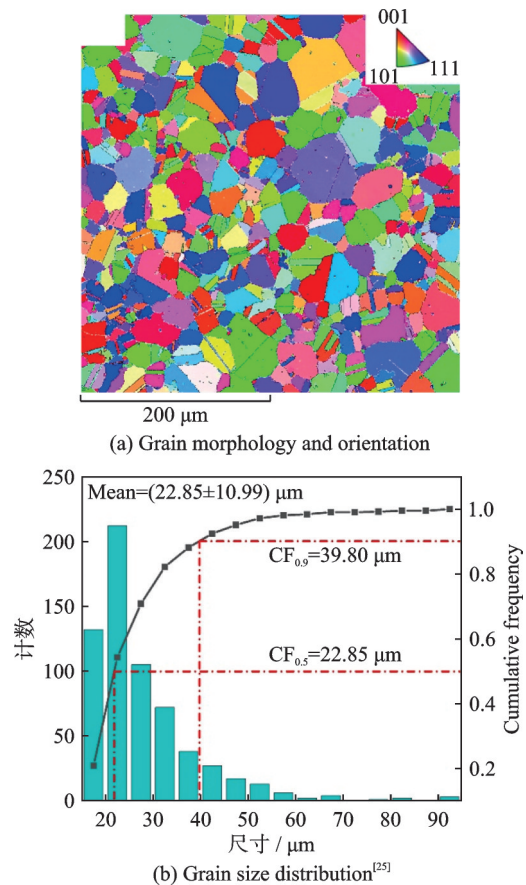


图 2 晶粒形貌与取向以及尺寸^[22]

Fig.2 Grain morphology and orientation and its size distribution^[22]

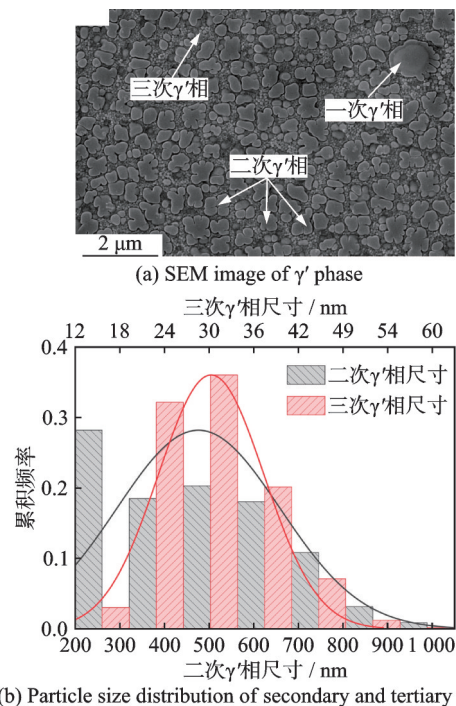


图 3 γ' 相的 SEM 图像以及二次、三次 γ' 相的粒径分布图

Fig.3 SEM image and particle size distribution of secondary and tertiary γ' phase

部。图 3(b) 展示了二次与三次 γ' 析出物的粒径分布。二次 γ' 粒径分布范围广, 呈偏右分布特征, 平

均尺寸为 (447.55 ± 183.12) nm。而三次 γ' 析出物则呈现集中、对称的分布特征,平均粒径为 (29.7 ± 6.97) nm,粒径集中在20~40 nm区间,更有利于形成高密度钉扎结构^[24]。由于一次 γ' 析出物数量较少,且粒径分布分散,不具备统计代表性,故未纳入本次尺寸分析。

2.2 LCF 行为

图4(a)展示了FGH4108合金在不同温度下,于第一个周期时的应力-应变迟滞回线。结果表明,在400~600℃范围内,合金表现出较高的应力幅和稳定的循环应力响应,表明此温度区间内材料具备较强的循环承载能力与强化特征。然而,随着

温度进一步升高至600℃以上,应力幅开始明显下降,滞回环面积减小,反映出合金在中高温区间的变形抗力减弱。特别是在700~800℃,循环应力持续降低,滞回环呈现出向内收缩趋势,表明材料逐步由强化主导转向软化主导的变形机制。图4(b)展示了不同温度下最大应力随循环百分比的演化规律。可以看出,在500℃条件下,材料表现出明显的持续循环硬化行为,最大应力持续上升,直至失效前仍未趋于饱和。相比之下,400℃也存在一定硬化趋势,但幅度较小;而600℃和700℃则表现为初始硬化后趋于平稳;在750℃及以上高温条件下,应力响应逐步下降,呈现出典型的循环软化行为。

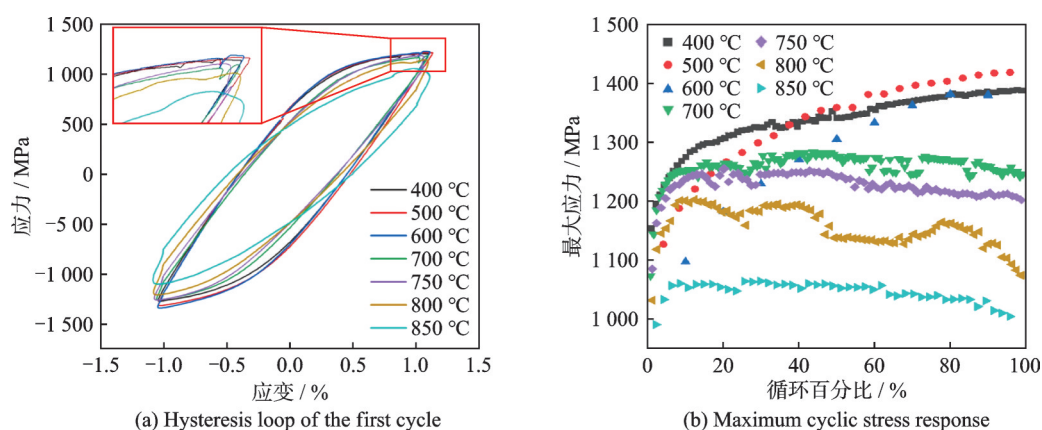


图4 不同温度下LCF曲线

Fig.4 LCF curves at different temperatures

2.3 断口分析与变形组织

图5展示了FGH4108合金在不同温度下的疲劳断口形貌,其中通过红色方框标示裂纹源区(Crack initiation site, CIS)在宏观断口中的位置,并在中间列给出其对应的SEM放大图,用于进一步分析不同温度下的断裂微观机制。从宏观断口可以观察到,裂纹源均位于试样边缘区域,裂纹沿径向向心扩展,断口可清晰划分为裂纹萌生区、扩展区(CPR)及瞬断区(TFR)。在400~750℃的低温试样中,裂纹呈穿晶方式扩展,断口表面可见明显的撕裂棱与疲劳条带。750℃试样的扩展区同时出现穿晶与沿晶断裂特征,反映出扩展机制正处于过渡阶段,断口形貌呈混合型。800℃与850℃下,裂纹扩展路径以沿晶为主,断面较为光亮平整。断口形貌表明,FGH4108合金的裂纹扩展机制随温度升高发生显著演化,表现为穿晶扩展、混合扩展与沿晶扩展的逐级转变。该转变机制与高温下 γ' 相粗化、晶界弱化及蠕变剪切滑移增强等因素有关,其中晶界氧化是导致裂纹由穿晶转向沿晶扩展的主要机制。随着温度升高,氧化促进晶界元素偏聚与氧化物形成,造成晶界强度下降,使得材料更易发生沿晶断裂,从而改变疲劳损伤模式。

图6展示了FGH4108合金在不同温度下的位错形貌及其与 γ' 相的相互作用关系。在600℃下(图6(a)),位错主要在基体中滑移累积,形成明显的位错胞与位错墙,部分区域可见位错绕过二次 γ' 相形成的网状结构,表明此温度下 γ' 相完整,剪切困难,钉扎效应显著,强化作用较强^[24-25]。当温度升高至750℃(图6(b)),合金组织中出现明显的层错(Stacking fault, SF)与穿越 γ' 相的切割迹象,部分 γ' 析出物被位错切割,局部区域形成较密集的位错网络,说明二次 γ' 相开始参与塑性变形, γ' 相强化能力减弱,抗滑移能力下降。在850℃高温条件下(图6(c)),材料中存在更明显的层错与局部 γ' 切割现象。此时位错密度下降,层错扩展增强, γ' 相强化能力进一步减弱。整体来看,600~850℃温度范围内,位错结构经历了由胞状结构向网络化、再向局部切割与孪晶转变的过程,伴随 γ' 相稳定性的下降与形貌变化,材料强化机制逐步削弱^[25]。

图7展示了FGH4108合金在600、750与850℃下的KAM(Kernel average misorientation)图像,用于评估不同温度下合金内部局部晶格畸变与位错密度的空间分布特征。从图像整体趋势来看,3种温度条件下样品的KAM分布形貌较为接近,未出

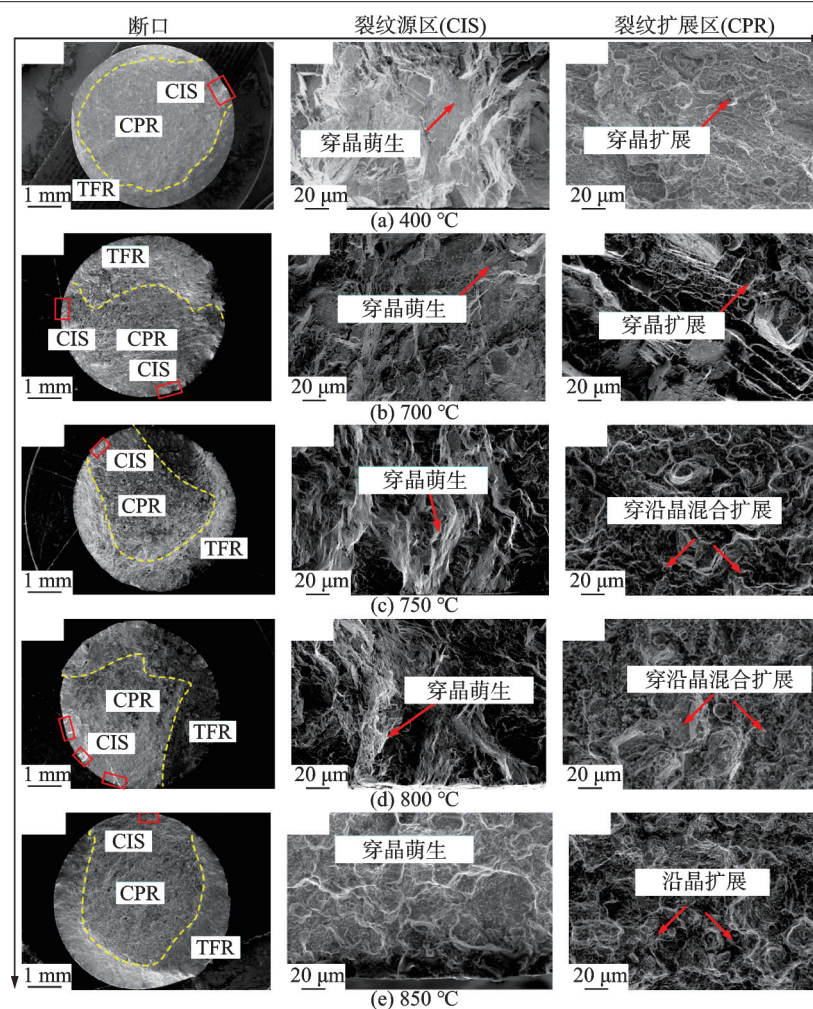


图5 FGH4108合金不同温度下SEM断口

Fig.5 SEM fracture surfaces of FGH4108 alloy at different temperatures

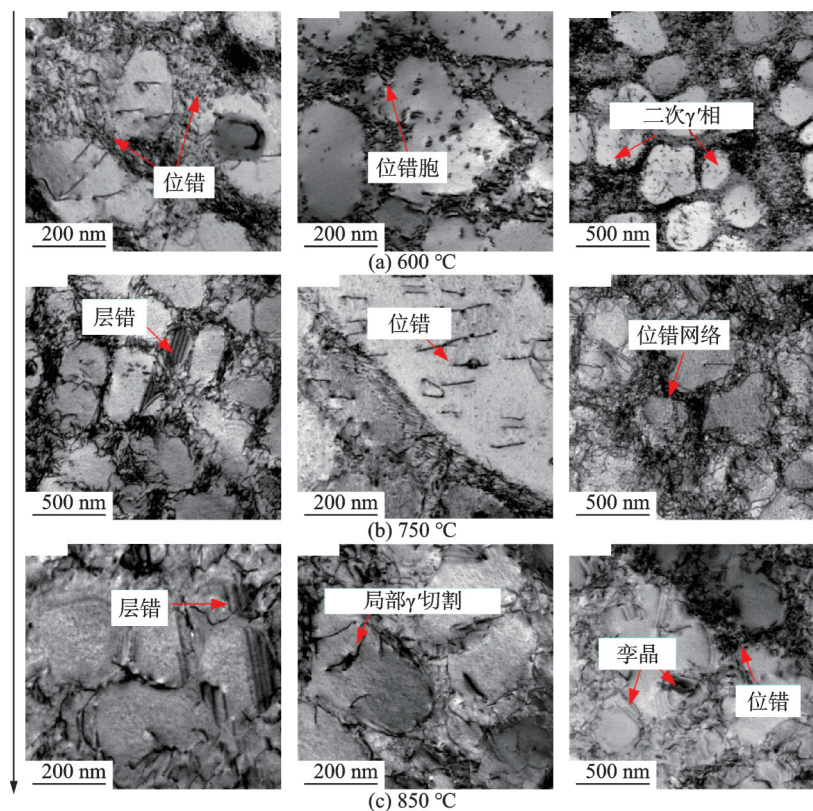


图6 FGH4108合金不同温度下TEM图

Fig.6 TEM images of FGH4108 alloy at different temperatures

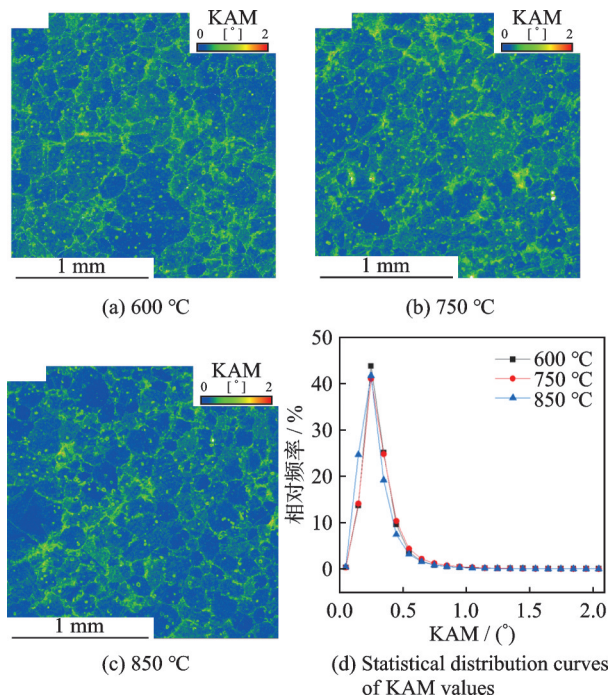


图7 不同温度条件下的KAM分布与定量统计

Fig.7 KAM distribution and quantitative statistics under different temperatures

现显著集中畸变区或大面积应变局部化现象。整体KAM值保持在较低水平,仅部分区域略有升高,反映出在600~850 °C范围内合金局部塑性应变积累较小。位错分布相对离散,未呈现明显的温度依赖性,说明在本试验条件下温度对合金组织内部的畸变均匀性与应变协调性影响较为有限。

2.4 分析讨论

在400~850 °C应变控制LCF试验中,合金展现出显著的温度依赖性循环响应特征。600 °C下滞回线形态紧凑,应力水平较高,初始数个循环表现出明显的应力提升,随后趋于稳定,反映出一定的初期循环硬化行为。随着温度升高至750 °C与850 °C,应力响应呈现出持续下降趋势,回线逐步变宽且收敛程度减弱,表明合金在高温下发生循环软化行为,特别是在850 °C下,疲劳软化效应尤为剧烈,最终导致材料在较低应力状态下失效。

从断口形貌来看,600 °C下裂纹多源于晶粒内部的滑移带密集区,断裂以穿晶为主。750 °C条件下部分样品出现混合断裂特征,裂纹路径从晶内偏折至晶界,反映出温度升高后变形不协调增强,晶界应变集中成为新的薄弱环节,在850 °C下断口形貌变化更为明显,裂纹多沿晶界萌生并扩展,断裂表面平整,沿晶特征突出。这一演变过程与晶界氧化、组织失稳及应力松弛密切相关^[26-28]。

TEM分析中揭示了不同温度下变形机制的演化过程,表明疲劳过程中应力响应的演化与合金的微观结构状态密切相关。600 °C时, γ' 相稳定性良

好,分布均匀,伴有局部胞状结构堆积,位错主要以剪切方式穿透强化相,形成反相畴界(Antiphase boundary, APB),显著提升滑移临界应力,从而体现出强烈的APB强化效应,有效提升了材料对塑性变形的抵抗能力^[15]。当温度升高至750 °C, γ' 颗粒出现一定程度粗化甚至局部溶解,位错行为发生转变,由单一的剪切机制逐步过渡为剪切与绕过机制并存的状态,部分位错通过攀移或Orowan环滑移绕过 γ' 相^[24,29-31],削弱了钉扎效应,加速了循环软化进程,TEM图像中观察到二次 γ' 相被切割的痕迹,以及局部区域的密集位错网络和层错结构,反映出强化相与位错之间的相互作用关系已发生显著改变。在850 °C高温条件下, γ' 相稳定性进一步下降,出现明显粗化与形貌变化,强化作用显著减弱,TEM图像显示材料中形成了大量层错结构与孪晶带,部分区域可见滑移区的局部堆积现象,位错活动以攀移与剪切共同作用为特征,滑移面分散,协同变形机制占主导地位^[15,26-27,32]。综上所述,这一机制演化说明,高温下位错不再依赖APB强化机制,而是转向晶界协调与高温热激活主导的软化过程。

EBSD的KAM结果进一步支持了上述判断。在600~850 °C范围内,KAM值整体水平变化不大,说明宏观位错密度无明显增加。但在850 °C下,局部区域出现轻微畸变集中,结合TEM结果可推测:虽然总体位错密度变化不大,但其组织形式由集中堆积转向分散滑移,即高温导致的 γ' 相失稳和滑移路径复杂化,使传统剪切强化失效,疲劳变形行为更依赖晶界协调与高温松弛机制^[15]。

总的来看,随温度升高,合金LCF性能表现出从强化主导向软化主导的转变,断裂机制由穿晶过渡到沿晶,微观机制上表现为位错行为、 γ' 相稳定性与晶界响应的协同演化。

3 结 论

围绕第四代粉末高温合金FGH4108,在400、500、600、700、750、800和850 °C下开展了LCF试验,结合力学响应、断裂行为及微观变形机制等表征分析,揭示了温度对其疲劳变形行为演化规律的影响,并得出如下结论:

(1) 在600 °C及以下温度区间,合金整体表现为持续的循环硬化行为,应力响应随循环次数不断上升,直至失效前仍未达到饱和状态,反映出较强的塑性变形抗力;而当温度升高至700 °C以上,材料则转向明显的循环软化特征,尤其在850 °C高温条件下,软化效应显著增强,应力快速衰减。

(2) 在 600 °C 及以下温度区间, 裂纹多从晶粒内部萌生, 断裂方式以穿晶为主; 至 750 °C 时, 断裂机制逐步过渡为穿晶与沿晶混合, 裂纹路径开始转向晶界; 而在 850 °C 高温环境中, 裂纹扩展主要沿晶界进行, 断口形貌以沿晶特征为主, 表明晶界脆化及组织失稳成为主导失效机制。

(3) 在 600 °C 及以下温度区间, γ' 相、结构稳定, 位错多以聚集于基体内部或成对剪切的形式穿过 γ' 相, 形成强化效果显著的细观结构, 导致循环硬化行为; 而在温度升高至 750 °C 以上, γ' 颗粒发生粗化、溶解甚至部分失效, 位错则倾向于绕过颗粒运行, 削弱了合金的整体强度。

参考文献:

- [1] GUDIVADA G, PANDEY A K. Recent developments in nickel-based superalloys for gas turbine applications: Review[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 963: 171128.
- [2] BAI Y, YANG S, ZHU M, et al. Study on microstructure and fatigue properties of FGH96 nickel-based superalloy[J]. *Materials*, 2021, 14(21): 6928.
- [3] GU Y L, HE Y H, LIU C K, et al. Fatigue deformation behavior of FGH96 superalloy under low cycle fatigue loading[J]. *Advanced Materials Research*, 2013 (641/642): 418-422.
- [4] LI X Y, BAI J M, ZHANG H P, et al. Creep behavior of advanced powder metallurgy nickel-based superalloys FGH4108 under different stress conditions[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2023, 61(5): 757-769.
- [5] 李新宇, 白佳铭, 张浩鹏, 等. 先进镍基粉末高温合金 FGH4108 在不同应力条件下的蠕变行为[J]. *金属学报*, 2025, 61(5): 757-769.
LI Xinyu, BAI Jiaming, ZHANG Haopeng, JIA L, et al. Creep behavior of advanced nickel-based powder superalloy FGH4108 under different stress conditions [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2025, 61(5): 757-769.
- [6] WANG R Z, ZHU S P, WANG J, et al. High temperature fatigue and creep-fatigue behaviors in a Ni-based superalloy: Damage mechanisms and life assessment[J]. *International Journal of Fatigue*, 2019, 118: 8-21.
- [7] PENG Z, ZOU J, YANG J, et al. Influence of γ' precipitate on deformation and fracture during creep in PM nickel-based superalloy[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2021, 31(2): 303-309.
- [8] LI Z, QIN H, XU K, et al. Study on high-temperature low-cycle fatigue behavior of the FGH96 superalloy based on internal stress division[J]. *Metals*, 2023, 13(10): 873-880.
- [9] HOU K, OU M, WANG M, et al. Low cycle fatigue and high cycle fatigue of K4750 Ni-based superalloy at 600 °C: Analysis of fracture behavior and deformation mechanism[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 820: 141588.
- [10] DINESH K, DASH B B, KANNAN R, et al. Effect of temperature on fatigue behavior and deformation mechanisms of nickel-based superalloy SU-263[J]. *International Journal of Fatigue*, 2025, 14: 21821-21831.
- [11] LONG A, LIU X, XIAO L, et al. Anisotropy in the creep-fatigue behaviors of a directionally solidified Ni-based superalloy: Damage mechanisms and life assessment[J]. *Crystals*, 2025, 15(5): 429.
- [12] BARTOŠÁK M, MÁRA V, ŠULÁK I. Effects of temperature and strain rate on isothermal low-cycle fatigue behaviour of Inconel 718 superalloy: Damage mechanisms, microstructure evolution, and life prediction[J]. *International Journal of Fatigue*, 2025, 198: 109005.
- [13] YAN P, FENG Y, QIAO S, et al. Research progress on low cycle fatigue of nickel-based wrought superalloys[J]. *Xiyou Jinshu/Chinese Journal of Rare Metals*, 2021, 45(6): 740-748.
- [14] DODARAN M, ETTEFAGH A H, GUO S M, et al. Effect of alloying elements on the γ' antiphase boundary energy in Ni-base superalloys[J]. *Intermetallics*, 2020, 117: 106670.
- [15] LIU J, MURAISHI S. Energy analysis of misfit hardening by parametric dislocation dynamics simulation[J]. *Computational Materials Science*, 2020, 178: 109630.
- [16] WANG K, JING H, XU L, et al. Cyclic response and dislocation evolution of a nickel-based superalloy under low cycle fatigue deformation[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 814: 141225.
- [17] BOITTIN G, LOCQ D, RAFRAY A, et al. Influence of γ' precipitate size and distribution on LCF behavior of a PM disk superalloy[C]//*Proceedings of the International Symposium on Superalloys*. [S.l.]:[s.n.], 2012: 167-176.
- [18] MUKHOPADHYAY S, PANDEY P, BALER N, et al. The role of Ti addition on the evolution and stability of γ/γ' microstructure in a Co-30Ni-10Al-5Mo-2Ta alloy[J]. *Acta Materialia*, 2021, 208: 116736.
- [19] ZHANG Z, LIU J, LI S. Microstructure and mechanical behavior of FGH4096 PM superalloy with high volume fraction of tertiary γ' [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 766: 138341.
- [20] LIANG Z Y, TAN Z H, ZHANG C H, et al. Low cycle fatigue behavior and microstructure evolution of a fourth-generation single crystal superalloy at 800 °C [J]. *Materials Characterization*, 2023, 205: 113329.

- [21] ZHAO X, WANG Z, LV J, et al. Oxidation property of a fourth-generation powder metallurgy FGH4108 nickel-based superalloy[J]. *Metals*, 2023, 13(5): 945.
- [22] JIN Y X, JIANG R, LI Z H. Effects of long-term aging at 800 °C on the microstructure stability and low cycle fatigue behavior of a new generation powder metallurgy Ni-based superalloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1: 1080.
- [23] KIM D, JIANG R, EVANGELOU A, et al. Effects of γ' size and carbide distribution on fatigue crack growth mechanisms at 650 °C in an advanced Ni-based superalloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2021, 145: 106086.
- [24] WAN C F, SUN L G, QIN H L, et al. A molecular dynamics study on the dislocation-precipitate interaction in a nickel based superalloy during the tensile deformation[J]. *Materials*, 2023, 16(18): 6140.
- [25] TAKAHASHI A, KAWANABE M, GHONIEM N M. γ' -precipitate strengthening in nickel-based superalloys[J]. *Philosophical Magazine*, 2010, 90(27/28): 3767-3786.
- [26] WEI B, LIU Z, NONG B, et al. Microstructure, cracking behavior and mechanical properties of René 104 superalloy fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 867: 158377.
- [27] 屈鹏飞, 杨文超, 岳全召, 等. 镍基高温合金微孪晶形成机制的研究进展[J]. *材料导报*, 2019, 33(23): 3971-3978.
- QU Pengfei, YANG Wenchao, YUE Quanzhao, et al. Research progress on the formation mechanism of microtwins in nickel-based superalloys[J]. *Materials Review*, 2019, 33(23): 3971-3978.
- [28] HARDY M C, DETROIS M, MCDEVITT E T, et al. Solving recent challenges for wrought ni-base superalloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2020, 51(6): 2626-2650.
- [29] TAKAHASHI A, KASUYA T, GHONIEM N M. Stress field and interaction forces between dislocations and precipitate distributions[J]. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 2024, 125(11): 7468.
- [30] KEYHANI A, ROUMINA R. Dislocation-precipitate interaction map[J]. *Computational Materials Science*, 2018, 141: 153-161.
- [31] KEYHANI A. Overdriven dislocation-precipitate interactions at elevated temperatures[J]. *Computational Materials Science*, 2018, 146: 54-60.
- [32] ZHENG H, LIU J, MURAISHI S. Dislocation topological evolution and energy analysis in misfit hardening of spherical precipitate by the parametric dislocation dynamics simulation[J]. *Materials*, 2021, 14(21): 6368.

(编辑:夏道家)