

# GH4720Li 合金疲劳裂纹扩展速率的温度敏感性

佘启亮<sup>1</sup>, 董建新<sup>1</sup>, 张麦仓<sup>1</sup>, 郑磊<sup>1</sup>, 姚志浩<sup>1</sup>, 曲敬龙<sup>2</sup>

(1. 北京科技大学, 北京 100083)

(2. 钢铁研究总院, 北京 100083)

**摘要:** 测定了难变形高温合金 GH4720Li 在 650、700、750 及 800 °C 空气环境下的疲劳裂纹扩展速率, 并结合断口分析了在纯疲劳及保载 90 s 下, 温度对合金疲劳裂纹扩展速率的影响。结果表明, 随着温度升高, 合金疲劳裂纹扩展速率的增长幅度变大。800 °C 时, 合金的疲劳裂纹扩展速率急剧增大。温度升高, 疲劳裂纹的扩展方式发生了明显变化, 650 °C 时断口为沿晶和穿晶断裂混合型, 700~800 °C 时断口以沿晶断裂为主。保载时间延长, 裂纹扩展速率加快, 且裂纹扩展速率的温度敏感性增加。

**关键词:** 镍基高温合金; GH4720Li; 裂纹扩展速率; 温度敏感性

中图分类号: TG132.3<sup>+</sup>2; TG146.1<sup>+</sup>5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)10-2915-07

目前, 航空、火箭发动机要求越来越强大的动力和效率, 提高涡轮进口温度是实现大推力的途径之一。这就意味着涡轮盘所受的温度越来越高, 因此对涡轮盘的高温性能提出了更高的要求。GH4720Li 合金是  $\gamma'$  相析出强化和 Mo、Cr、Co、W 固溶强化的难变形镍基高温合金, 由于具有优异的高温强度、抗蠕变、抗疲劳、抗热腐蚀及抗氧化性能, 被广泛应用于 650~750 °C 下使用的压气机盘和涡轮盘及短时 900 °C 使用的涡轮盘<sup>[1-4]</sup>。疲劳裂纹扩展速率(FCGR)作为涡轮盘服役过程中一个重要的损伤容限指标长期以来受到密切关注。

高温下, 合金的力学性能及抗氧化能力下降均会降低合金的疲劳裂纹扩展抗力。另外, 温度升高会使合金的抗蠕变性能变差, 进一步加速了疲劳-蠕变交互作用下的裂纹扩展速率。若合金抗疲劳裂纹扩展的能力在某一温度内出现急剧恶化迅速降低(即裂纹扩展速率的温度敏感性增加), 一旦构件在服役过程中达到此温度, 就会在极短的时间内失效断裂, 严重威胁飞行器的安全飞行, 造成巨大损失。目前, 虽然已有一些关于 GH4720Li 合金(美国牌号 Udimet720Li)疲劳裂纹扩展速率的研究报道, 但中国的研究报道甚少, 尤其是疲劳裂纹扩展速率的温度敏感性研究几乎没有报道。根据这一情况, 本研究针对 GH4720Li 合金, 在其常规使用温度范围内选取 650、700、750 °C 以及稍高温 800 °C 下的空气环境中分别测试了纯疲劳及保载 90 s 两种不同状态下的裂纹扩展速率, 并结合断口分析了不同温度下合金疲劳裂纹的

扩展行为, 并与 GH4738、GH4169 及 FGH4098 合金的疲劳裂纹扩展速率进行对比分析, 揭示了 GH4720Li 合金疲劳裂纹扩展的特征。

## 1 实验

实验用 GH4720Li 合金采用真空感应熔炼(VIM)加真空自耗重熔(VAR)双联工艺熔炼而成, 其化学成分如表 1 所示。铸锭经高温均匀化处理, 采用复合包套工艺在快锻机上进行保温锻造开坯, 轧制成  $\Phi 110$  mm 的棒材, 然后经热模锻造成盘材, 随后进行固溶和时效处理。其热处理制度为亚固溶标准热处理: 1105 °C 固溶 4 h 后油淬, 760 °C 保温 16 h 后空冷, 在 650 °C 下保温 24 h 后空冷。

试样经机械抛光后进行化学侵蚀, 观察晶粒组织, 侵蚀剂为: 5 g CuCl<sub>2</sub> + 100 mL HCl + 100 mL C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH, 在溶剂中浸蚀 15 s 左右。对试样进行电解抛光+电解侵蚀以观察其强化相形貌, 电解抛光制度为: 电压 30 V 下在 20% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + CH<sub>3</sub>OH 抛光液中浸蚀 5~10 s; 电解侵蚀制度为: 电压 5 V 下在 15 g CrO<sub>3</sub> + 10 mL H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 150 mL H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> 侵蚀液中浸蚀 3~6 s。

表 1 GH4720Li 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of G720Li alloy (wt%)

C	B	Co	Cr	Mo	Al	Ti	W	Ni
0.019	0.012	14.40	16.10	3.03	2.72	5.05	1.20	Bal.

收稿日期: 2016-10-14

基金项目: 国家自然科学基金(51371023)

作者简介: 佘启亮, 男, 1987 年生, 博士生, 北京科技大学材料科学与工程学院高温材料研究及应用研究室, 北京 100083, 电话: 010-62332884, E-mail: naiqiliang@126.com

按照 JB/T8189-1999 并参照 ASTM 标准 E647-81 将合金材料制成标准紧凑拉伸试样, 如图 1 所示。裂纹扩展速率实验在高温疲劳裂纹扩展试验机上进行, 实验温度为 650、700、750、800 °C, 加载波形采用无保载三角波和保载 90 s 的梯形波(如图 2 所示), 最大载荷为 4230 N, 载荷比  $R$  为 0.05, 实验在空气环境中进行。根据 ASTM-E647-81 标准, 应力强度因子范围  $\Delta K$  为:

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B \cdot W^{1/2}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (1)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = 29.6\left(\frac{a}{W}\right)^{1/2} - 185.5\left(\frac{a}{W}\right)^{3/2} + 655.7\left(\frac{a}{W}\right)^{5/2} - 1017\left(\frac{a}{W}\right)^{7/2} + 638.9\left(\frac{a}{W}\right)^{9/2} \quad (2)$$

式中,  $a$  为裂纹长度;  $\Delta P$  为试验所用最大载荷与最小载荷之差;  $W$  为试样宽度;  $B$  为试样厚度。利用光学显微镜(OM)和场发射扫描电子显微镜(FESEM)观察合金的断口和显微组织形貌。

## 2 结果与分析

### 2.1 GH4720Li 合金组织特征

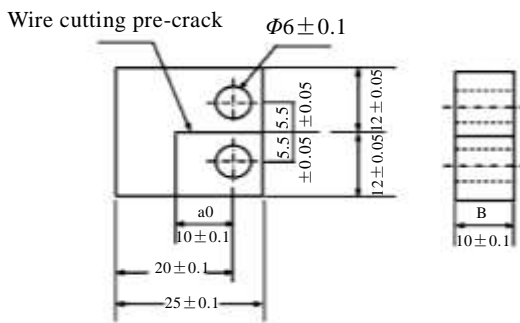


图 1 裂纹扩展速率试验标准紧凑拉伸(CT)试样

Fig.1 Compact tension specimen of crack propagation test

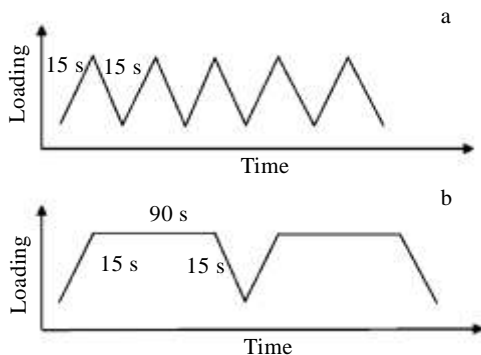


图 2 加载波形图

Fig.2 Load waveform schematic

图 3a 为经过标准热处理后 GH4720Li 合金的组织照片。可以看出, 合金晶粒均匀细小, 平均尺寸约为 8  $\mu\text{m}$ , 均匀细小的晶粒可以保证合金获得更好的综合力学性能。GH4720Li 合金化程度高,  $\gamma'$ 相形成元素 Al 和 Ti 含量总和达 7.5%,  $\gamma'$ 相体积分数为 40%~50%, 在变形镍基高温合金中含量最高<sup>[5]</sup>。从图 3b 中可以看出, 基体中存在 3 种尺寸的  $\gamma'$ 相, 分布在晶界上大尺寸的一次  $\gamma'$ 相(图中用  $\gamma'_I$ 表示), 平均尺寸为 3~5  $\mu\text{m}$ 。一次  $\gamma'$ 相是在亚固溶处理时未能完全回溶到基体, 而在后续热处理过程中得以保留, 钉扎在晶界上, 起到阻碍晶粒长大的作用。在冷却过程中析出并在时效过程中长大的二次和三次  $\gamma'$ 相(分别用  $\gamma'_{II}$ 、 $\gamma'_{III}$ 表示), 分布在  $\gamma'_I$ 相周围, 起到弥散强化的作用<sup>[6]</sup>。3 种  $\gamma'$ 相由于在形态、尺寸及分布上存在着明显差异, 会对合金疲劳裂纹的扩展产生不同程度的影响。

### 2.2 不同温度下的疲劳裂纹扩展速率

为了研究 GH4720Li 合金在纯疲劳条件下裂纹扩展速率的温度敏感性, 测试了 650、700、750、800 °C 空气环境中合金的疲劳裂纹扩展  $da/dN-\Delta K$  曲线 ( $da/dN$  为裂纹扩展速率,  $\Delta K$  为应力强度因子范围), 初始应力强度因子范围相同  $\Delta K=30 \text{ MPa m}^{1/2}$ , 应力比  $R=0.05$ , 加载波为图 2a 所示的三角波。

图 4 为不同温度下 GH4720Li 合金  $da/dN$  与  $\Delta K$  的关系。由图可见, 温度对合金疲劳裂纹扩展速率有较大的影响, 温度升高, 裂纹扩展速率增加。650 °C 下合金

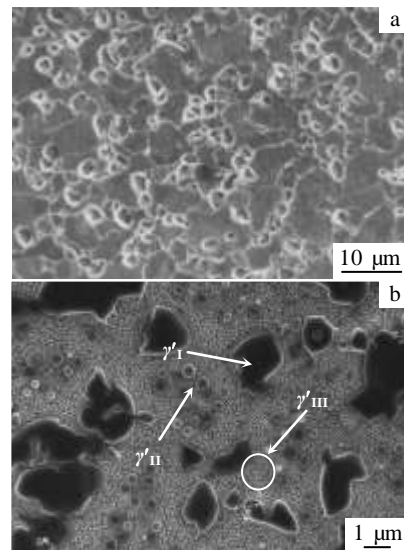


图 3 GH4720Li 组织特征

Fig.3 Microstructure character of GH4720Li: (a) uniform grain size of 8  $\mu\text{m}$  and (b) three types of  $\gamma'$  phase

的疲劳裂纹扩展速率初始增长较快, 曲线呈现典型疲劳裂纹第 1 阶段扩展特征, 然后进入稳定增长阶段即 Paris 区扩展; 700 °C 时, 合金疲劳裂纹的扩展曲线与 650 °C 下有较大差别, 裂纹初始的扩展速率较快, 第 1 阶段的扩展特征不明显, 裂纹扩展速率以相对稳定的速率增长; 750 °C 时合金疲劳裂纹的扩展曲线与 650 °C 下的类似, 整体扩展速率高。800 °C 时, 裂纹一旦在试样表面形成, 在几个加载周次下便发生断裂, 扩展速率极快。在 Paris 区阶段,  $\Delta K=45 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  时, 700 °C 下的裂纹扩展速率为 650 °C 时的 6.3 倍, 750 °C 下的裂纹扩展速率增加到 700 °C 时的 9.6 倍。可见, 合金疲劳裂纹  $da/dN$  随温度升高, 增长幅度变大。

为了进一步对比不同温度下 GH4720Li 合金的裂纹扩展速率, 用 Paris 公式  $da/dN=C\Delta K^B$  ( $C$  和  $B$  为材料常数, 与材料组织、性能、环境、温度及循环加载等有关, 指数  $B$  可以反映裂纹扩展速率随应力强度因子变化幅度大小, 进而反映材料的抗裂纹扩展的性能) 对 Paris 区分别拟合, 结果如表 2 所示。可以看出, 温度升高, 裂纹扩展速率随  $\Delta K$  变化幅度相差不大。温度对裂纹扩展速率的影响主要体现在常数  $C$  的变化上,  $C$  值增大使合金裂纹扩展速率整体提高。750 °C 时, 指数  $B$  的值较小, 但常数  $C$  最大, 裂纹扩展速率整体较高。从 650~800 °C GH4720Li 合金的疲劳裂纹扩展速率对比可知, 随着温度升高, 裂纹扩展速率增长的幅度增大, 温度的敏感性加强, 尤其是在 800 °C 时, 合金的疲劳裂纹扩展速率极快, 试样在加载几个周次下便失效断裂, 因此合金要尽量避免在此温度下使用。

从以往的研究来看, 在较低的温度范围内, 温度对合金裂纹扩展速率的影响不太明显(200~350 °C), 但随着温度的进一步增加, 会导致疲劳裂纹扩展速率增长加快<sup>[7]</sup>。温度升高, 裂纹扩展速率增加的一个重要原因是由于高温下合金的组织易发生改变。图 5 为 GH4720Li 合金不同温度疲劳试验后的 SEM 照片。可以看出, 合金的晶粒尺寸、 $\gamma'$  相的形貌及尺寸均没有随温度发生明显变化。800 °C 时合金在几个加载周次下便发生断裂, 试验时间较短, 组织变化不大。由此可见在 650~800 °C 下, 组织改变并非是 GH4720Li 合金疲劳裂纹扩展速率快速发生变化的主要原因。

不同温度下试样扩展区的断口如图 6 所示。可以看出, 随着温度的升高, 断口表面的粗糙度增加, 尤其是 800 °C 时断口表面粗糙度最大。R. Jiang 等<sup>[8]</sup>研究发现, 断口表面粗糙度的增加是由于裂纹扩展速率加快而造成的。温度升高, 裂纹尖端能量快速释放, 造成断口上出现较多的二次裂纹。另外, GH4720Li 合

金疲劳断口存在一个显著的特征, 即裂纹沿一次  $\gamma'$  相边缘扩展而形成凸起和凹陷的形貌。从 650 °C 下的疲劳断口及图 7a 所示断口剖面图均可以看出, 合金的疲劳断口同时存在沿晶和穿晶断裂的两种形式, 并且断口表面上有一些较细小的疲劳条纹。图 7 为不同温度下的断口剖面图。可以看出, 700~800 °C 时, 断口的形貌与 650 °C 存在明显差别, 裂纹以沿晶扩展为主。温度升高, 裂纹的扩展方式发生了明显改变, 裂纹从穿晶断裂的方式转向沿晶断裂, 并且随着温度升高, 沿晶断裂程度增加。高温下, 晶界作为氧快速扩散的通道, 随着温度升高, 导致氧在晶界处聚集加剧, 晶界强度下降, 合金的断裂方式从穿晶断裂转变为沿晶断裂, 造成裂纹扩展速率加快<sup>[9]</sup>。可见温度升高使晶界强度降低是合金裂纹扩展速率增大的重要原因之一。

除了晶界强度降低外, 合金的屈服强度、弹性模量  $E$  等性能降低亦是合金裂纹扩展速率增大的重要原因<sup>[10]</sup>。高温下合金抗氧化能力也会影疲劳裂纹的扩展速率。GH4720Li 合金在 750 °C 以下抗氧化的性能较为突出<sup>[11]</sup>, 650~700 °C 时氧化速率几乎相当, 由此可见, 700 °C 时氧化并非是造成其疲劳性能变差的主要原因, 材料屈服强度、弹性模量  $E$  及晶界强度降低对裂纹扩展速率加快起决定性作用。750 °C 时, 强度及塑性的降低使合金裂纹扩展速率加快, 加上抗氧化性能较 650~700 °C 降低, 氧化作用加剧, 导致其裂纹扩展速率进一步增加。800 °C 时, 由于其疲劳寿命极短, 高温氧化对其疲劳性能的影响不明显, 裂纹扩展速率的大幅度增加可能是由于在此温度下其强度、弹性模量  $E$  降低而导致。

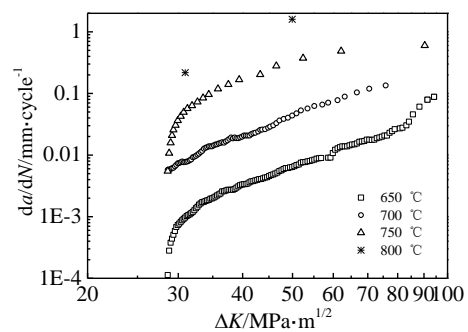


图 4 不同温度下 GH4720Li 合金疲劳裂纹扩展速率曲线  
Fig.4 FCGR curves of GH4720Li alloy at different temperatures

表 2 裂纹扩展阶段 Paris 公式拟合

Table 2 Parameters of FCGR Paris' regime		
Test temperature/°C	$B$	$C$
650	3.12	$3.21 \times 10^{-8}$
700	3.3	$1.28 \times 10^{-7}$

750                      2.96                      3.05 × 10<sup>-6</sup>

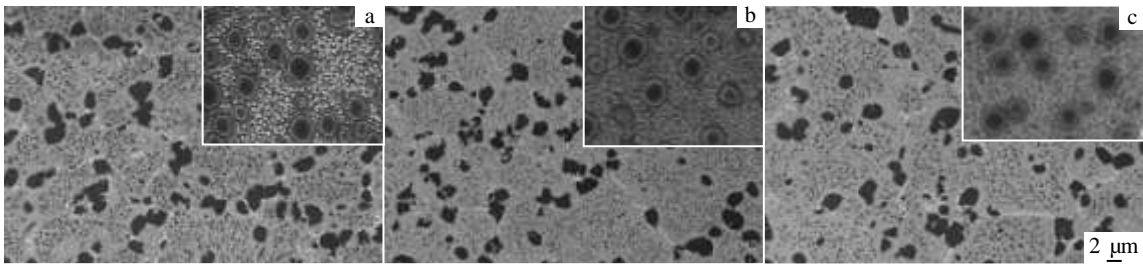


图 5 不同温度试样疲劳试验后的组织

Fig.5 Microstructures of the specimens tested at different temperatures: (a) 650 °C, (b) 700 °C, and (c) 750 °C

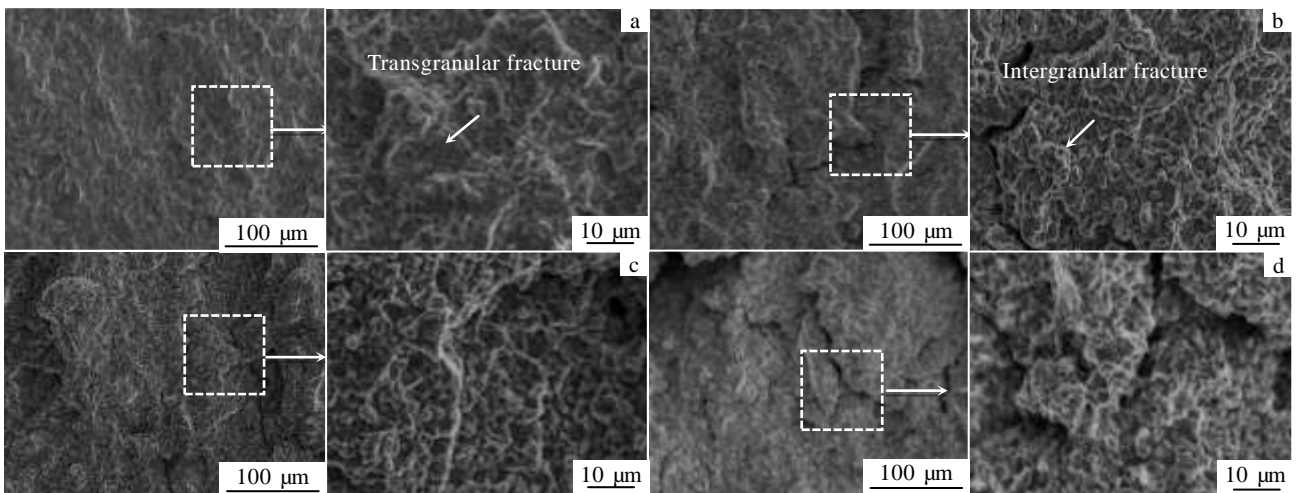


图 6 不同试验温度下的试样断口形貌

Fig.6 Fracture of the specimens tested at different temperatures: (a) 650 °C, (b) 700 °C, (c) 750 °C, and (d) 800 °C

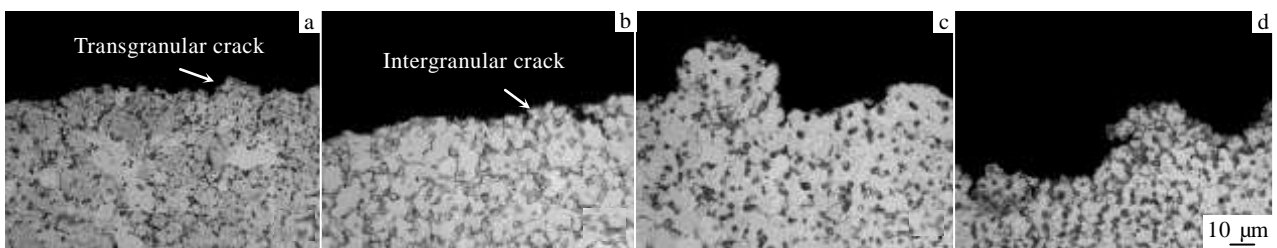


图 7 不同试验温度下的试样疲劳断口扩展区剖面图

Fig.7 Cross sectional images of fracture surface of specimens at different temperatures: (a) 650 °C, (b) 700 °C, (c) 750 °C, and (d) 800 °C

### 2.3 蠕变-疲劳交互作用下的裂纹扩展速率

为了研究蠕变-疲劳交互作用下 GH4720Li 合金裂纹扩展速率的温度敏感性, 在 650、700 及 750 °C 3 种不同温度空气环境中, 分别测试了保载 90 s 下合金的  $da/dN-\Delta K$  曲线并与无保载时的扩展速率曲线进行对比分析, 加载条件与无保载时相同。图 8 为 3 种

不同试验温度下合金的  $da/dN-\Delta K$  曲线。由图可知, 保载 90 s 时合金的裂纹扩展速率均比无保载时高; 在相同  $\Delta K$  下, 试验温度越高, 保载 90 s 下的裂纹扩展速率较纯疲劳时增加越多。750 °C 时, 裂纹扩展速率增加极快。由此可见, 蠕变-疲劳交互作用下, GH4720Li 合金裂纹扩展速率的温度敏感性增加。

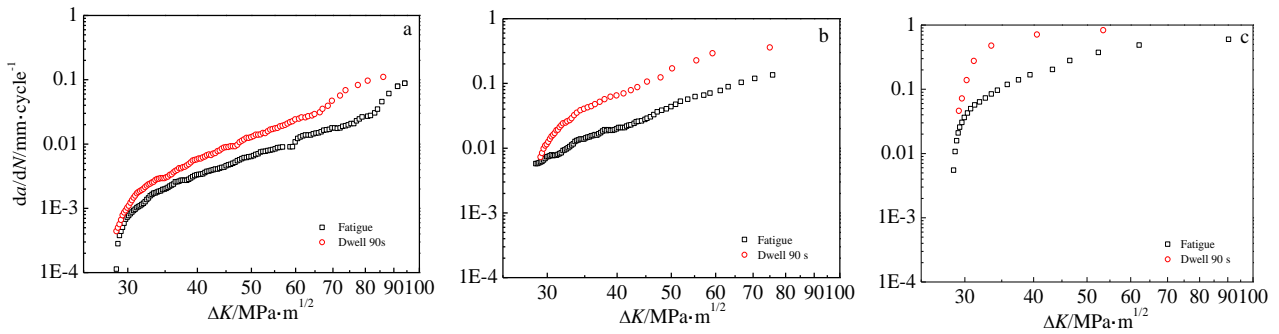


图 8 不同试验温度下不同保载时间合金的裂纹扩展速率曲线

Fig.8 FCGR curves of GH4720Li alloy with 90 s dwell at different temperatures: (a) 650 °C, (b) 700 °C, and (c) 750 °C

保载时间对合金疲劳裂纹扩展速率的影响主要来自两个方面。首先，合金不仅受到来自疲劳加载部分的损伤还受到保载下的蠕变损伤。其次，保载使裂纹尖端受到峰值应力的加载时间延长，这有利于空气中的氧在裂纹尖端及晶界处聚集，氧化作用加剧，裂纹尖端强度下降，导致裂纹扩展速率上升<sup>[12]</sup>。图 9 为 650℃保载 90 s 下的断口剖面图。可以明显观察到，由于蠕变损伤而导致主裂纹附近出现沿晶界方向扩展的二次裂纹，其他试验温度下均观察到相似的现象。随着温度的升高，合金屈服强度、弹性模量  $E$  下降，并且氧化作用时间延长，导致了合金裂纹扩展速率在保载下受温度的影响增大。尤其是在 750 °C 时，材料本身的抗氧化性能下降，加上保载时间的作用使裂纹扩展速率出现急剧上升的现象。

### 2.4 GH4720Li 合金疲劳裂纹扩展速率特征

为了更好地揭示 GH4720Li 合金疲劳裂纹扩展速率特征，对比 650 °C 空气环境下，应力比  $R=0.05$  时，GH4720Li 合金与新型镍基粉末高温合金 FGH4098、变形高温合金 GH4738 及 GH4169 的裂纹扩展速率<sup>[13]</sup>，如图 10 所示。通过对比发现，GH4720Li 合金的抗疲劳裂纹扩展的能力较好，疲劳裂纹扩展速率与 GH4169、FGH4098 相当，较 GH4738 高。从合金的组织特征来看，GH4738 由于晶粒尺寸粗大并且与强度有较好的匹配，呈现高的疲劳裂纹扩展的抗力。GH4720Li 合金具有细小的晶粒尺寸，在一定程度上降低了抗裂纹扩展的能力，但提高了合金抗裂纹萌生的能力，整体疲劳性能较好。

GH4720Li 合金中的  $\gamma'$  相含量在变形高温合金中最高，并且存在 3 种尺寸，其分布、形貌及尺寸对合金疲劳裂纹的扩展有着不同的影响。观察 GH4720Li 合金疲劳裂纹起始位置发现，裂纹往往会在晶界处的一次  $\gamma'$  相周围形核，如图 11 所示。由于一次  $\gamma'$  相尺寸较大且呈块状分布在晶界，在循环加载下位错容易在

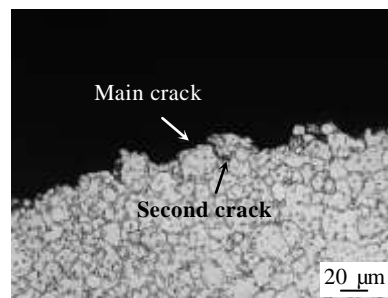


图 9 650 °C 时保载 90 s 条件下断口剖面图

Fig.9 Cross sectional image of fracture surface of specimens with 90 s dwell at 650 °C

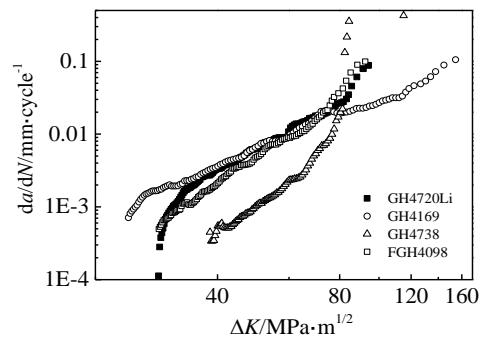


图 10 典型镍基高温合金疲劳裂纹扩展速率对比

Fig.10 FCGR curves of typical nickel-base superalloys

一次  $\gamma'$  相与基体的界面处塞积，造成一次  $\gamma'$  相的开裂，使试样缺口处的一次  $\gamma'$  相成为裂纹源。H. T. Pang 等<sup>[14]</sup>对 Udimet720 合金的研究认为一次  $\gamma'$  相能够阻碍早期裂纹的扩展，降低裂纹的扩展速率。通过本研究发现，在低  $\Delta K$  下，当裂纹遇到一次  $\gamma'$  相时发生偏折如图 12a 所示，一定程度上阻碍了疲劳裂纹的扩展。观察 650 °C 下疲劳试样剖面处的次生裂纹发现，当裂纹在扩展过程中遇到二次  $\gamma'$  相时以切过为主的机制继续扩展，如图 12b 所示。根据位错切割第二相的相关理论

可 知 ， 方式扩展，随着温度升高沿晶断裂的倾向增加，可见不同温度下  $\gamma'$  相对 GH4720Li 裂纹扩展速率的影响存在明显差异，需要做进一步的研究探讨。

### 3 结 论

1) 温度对 GH4720Li 合金疲劳裂纹扩展速率的影响显著，随着温度升高，裂纹扩展速率增大且增加幅度变大。800 °C 时，疲劳裂纹扩展速率急剧增大。

2) 温度升高，疲劳裂纹的断裂方式发生了明显改变，650 °C 时为沿晶和穿晶断裂混合型，700~800 °C 时断口以沿晶断裂为主，并随着温度升高，沿晶断裂程度增加。

3) 蠕变-疲劳交互作用下，GH4720Li 合金裂纹扩展速率增大，并且温度越高，裂纹扩展速率受保载时间的影响越大，温度敏感性增加。

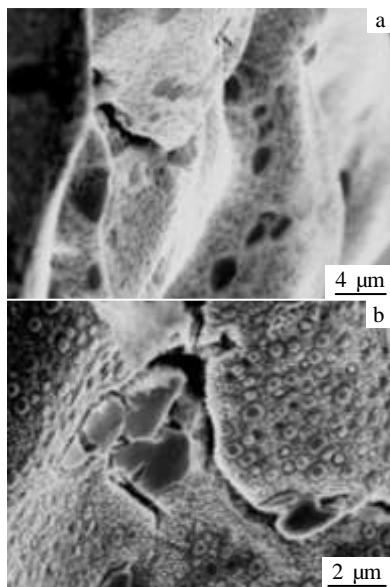


图 11 疲劳源处断口形貌  
Fig.11 Fracture morphology of the fatigue source

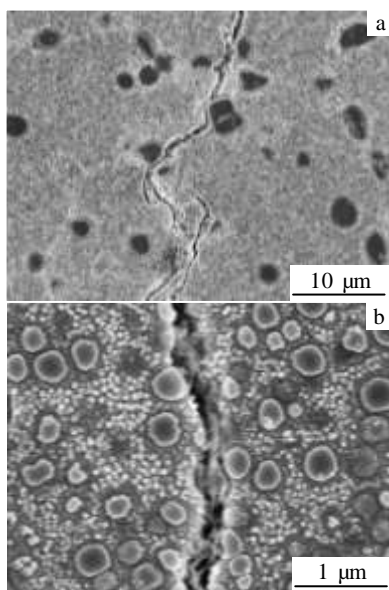


图 12 低应力强度因子范围下和穿晶断裂区的裂纹形貌  
Fig.12 Fatigue crack paths: (a) under low  $\Delta K$  and (b) transgranular fracture region

增加二次  $\gamma'$  相的尺寸、体积分数可以有效地阻碍裂纹的扩展，降低合金的裂纹扩展速率。对于 GH4720Li 来说，若疲劳裂纹沿晶界扩展，则一次  $\gamma'$  相对其有较大的影响，当裂纹以穿晶的形式扩展时，二次  $\gamma'$  相及三次  $\gamma'$  相的尺寸和体积分数则对其影响较大。通过本研究发现，GH4720Li 在 650 °C 下疲劳裂纹以沿晶及穿晶两种

#### 参考文献 References

[1] Bryant D J, McIntosh G. *Superalloys 1996*[C]. Warrendale: TMS, 1996: 713

[2] Jackson M P, Reed R C. *Mater Sci Eng A* [J], 1999, 259(1): 85

[3] Couturier R, Bulet H, Terzi S *et al. Superalloys 2004*[C], Warrendale: TMS, 2004: 351

[4] Koizumi Y, Kobayashi T, Yokokawa T *et al. Superalloys 2004* [C]. Warrendale: TMS, 2004: 35

[5] Pang H T, Reed P A S. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*[J], 2009, 32: 685

[6] Yu Qiuying(于秋颖), Zhang Maicang(张麦仓), Dong Jianxin(董建新). *Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报) [J], 2013, 35 (6):763

[7] Zheng Xiulin. *International Journal of Fatigue*[J], 2001, 23: 751

[8] Jiang R, Everitt R, Ewandowski M *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2014, 62: 217

[9] Tucker A M, Henderson M B, Wilkinson A J *et al. Sci Technol* [J], 2002, 18: 349

[10] Zhong Zhihong, Gu Yuefeng, Yuan Yong *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 552: 464

[11] Wang Mingqing(王民庆), Qu Jinglong(曲敬龙), Yin Tiezhi(殷铁志) *et al. Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2010, 22(9): 28

[12] Li Xiao(李 晓), Dong Jianxin(董建新), Zhang Lina(张丽娜) *et al. Acta Metallurgica Sinca*(金属学报) [J], 2001, 37(10): 1059

[13] Yang Jian(杨 健), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓). *Acta Metallurgica Sinca*(金属学报) [J], 2013, 49(11): 71

[14] Pang H T, Reed P A S. *International Journal of Fatigue*[J],

2008, 30: 2009

## Temperature Sensitivity of Fatigue Crack Growth Rate for GH4720Li Alloy

Nai Qiliang<sup>1</sup>, Dong Jianxin<sup>1</sup>, Zhang Maicang<sup>1</sup>, Zheng Lei<sup>1</sup>, Yao Zhihao<sup>1</sup>, Qu Jinglong<sup>2</sup>

(1. University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Central and Steel Research Institute, Beijing 100083, China)

**Abstract:** The fatigue crack growth rate of difficult-to-deform superalloy GH4720Li was investigated at 650, 700, 750 and 800 °C. The effect of temperature on fatigue crack growth rate under pure fatigue and fatigue with 90 s dwell was analyzed. The results show that the fatigue crack growth rate (FCGR) and its increasing rate increase as the temperature increases. FCGR increases rapidly at 800 °C. Temperature changes the model of the fatigue crack propagation, the fracture mode is the mix of transgranular and intergranular at 650 °C, while the fracture mode is predominantly intergranular at 700~800 °C. The crack growth rate increases significantly with increasing the holding time. The higher the test temperature is, the greater the effect of dwell time on crack growth rate is.

**Key words:** nickel-base superalloy; GH4720Li; fatigue crack growth rate; temperature sensitivity

---

Corresponding author: Nai Qiliang, Candidate for Ph. D., High Temperature Materials Research Group, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332884, E-mail: naiqiliang@126.com