

# K417G 服役涡轮导向叶片的组织性能及热疲劳损伤机理分析

宋若康, 马 东, 吴素君

(北京航空航天大学, 北京 100191)

**摘 要:** 对服役后低压涡轮导向叶片的组织性能及热疲劳行为进行了系统研究, 结果表明, K417G 合金在服役后组织发生明显的弱化,  $\gamma'$  相的网状组织长大、粗化严重; 高温拉伸与室温拉伸试验结果的对比表明, K417G 合金在高温下力学性能出现大幅降低, 这主要是由于合金内析出相之间的相界面和晶界在高温下成为合金的薄弱环节, 易成为裂纹的起源位置, 从而降低了强度, 断裂方式也从室温下的韧性断裂逐渐转变为沿晶特征的脆性断裂; 叶片在热疲劳应力作用下表面的涂层发生开裂、脱落, 基体合金被氧化, 氧化物在应力作用下开裂、脱落而形成疲劳裂纹源; 热疲劳试验数据的拟合结果表明随着温度循环周次的增加, 裂纹扩展速率呈减小的趋势, 这是由于随循环周次的增加, 二次裂纹出现并生长, 释放了热应力, 从而降低了裂纹扩展速率。

**关键词:** K417G 合金; 导向叶片; 组织弱化; 热疲劳

**中图分类号:** TG146.1+5

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)05-1517-06

K417 合金是一种镍基铸造高温合金, 因其强度高、塑性好、密度低, 主要用于制造航空发动机涡轮叶片<sup>[1]</sup>。涡轮叶片形状复杂, 导向叶片一般采用精密铸造工艺及少量切削加工成形, 叶面通常采用人工抛光、配检, 最后在其表面涂覆热障涂层, 以提高其寿命<sup>[2,3]</sup>。作为航空发动机的关键部件之一, 低压涡轮导向叶片工作环境恶劣, 在服役过程中承受高温燃气的热冲击作用以及温度循环造成的热疲劳损伤<sup>[4]</sup>。在发动机启动或加速的过程中, 大量高温燃气作用于导向叶片使叶身温度急剧升高, 而在发动机减速或停止过程中, 燃气停止导致叶身温度骤降, 而叶身各部位由于温度变化速度不一致使其在膨胀或收缩过程中相互约束, 产生极大的热应力, 产生热冲击裂纹。此外, 经过多次温度循环作用, 疲劳裂纹开始萌生扩展, 导致了叶片的热疲劳损伤<sup>[5,6]</sup>。由于镍基高温合金的组织稳定性差, 在高温下长期服役后组织结构发生演变, 产生组织损伤, 这会降低材料的疲劳性能, 使叶片在循环应力作用下产生热疲劳裂纹。热疲劳损伤会极大的降低合金材料的稳定性, 已经成为影响低压涡轮导向叶片使用寿命的主要因素<sup>[7]</sup>。

目前国内外模拟涡轮导向叶片承受温度循环的热疲劳试验主要通过电炉加热和电阻加热这 2 种方法实现<sup>[8-10]</sup>。但电炉加热存在的问题是升温速度慢, 导致与

实际服役的叶片组织差异较大, 而电阻加热时电流会引起裂纹尖端温度场的改变, 导致在分析叶片热疲劳裂纹扩展机理时产生干扰。此外, 影响导向叶片热疲劳的因素还有很多, 比如在实际服役过程中, 叶片的涡轮外环会对自身的膨胀收缩起到一定的约束作用, 对热疲劳裂纹的扩展行为产生很大影响<sup>[11, 12]</sup>。另外, 导向叶片本身形状复杂, 内外温度波动也存在一定的差异, 到目前为止针对涡轮导向叶片的热疲劳试验还未形成一套统一的标准<sup>[13,14]</sup>。因此, 最大限度的模拟叶片在涡轮发动机中的实际服役环境, 并深入分析其热疲劳损伤机理对实际工程应用十分必要, 可以为涡轮导向叶片的评估和修复提供基础数据和科学依据。

本实验以长时间服役后的 K417G 低压涡轮导向叶片为研究对象, 对该材料在服役后的组织演变特征及组织变化对力学性能的影响机理进行分析。同时, 通过模拟导向叶片的实际服役环境, 研究 K417G 叶片热疲劳裂纹的萌生机理, 深入分析材料的热疲劳损伤行为, 旨在为进一步导向叶片的评估和焊接修复提供依据。

## 1 实验

K417G 合金是在传统镍基合金的基础上降低钴和钛而制成的镍基铸造高温合金, 其化学成分见表 1。

收稿日期: 2018-05-10

基金项目: 国家高技术研究发展计划 (“863” 计划) (2012AA03A513)

作者简介: 宋若康, 男, 1989 年生, 博士, 北京航空航天大学, 北京 100191, E-mail: songruokang@163.com

该合金密度小，塑性良好，中温强度较高，在 850 °C 长期时效后不会析出  $\sigma$  相。由于其铸造性能好，被广泛应用于燃气涡轮叶片及导向叶片等形状复杂的高温零件上<sup>[1,15,16]</sup>。

将经过长时间服役的叶片进行线切割，切出块状试样，经过镶样、磨样、抛光后，利用 10 g CuSO<sub>4</sub>+50 mL HCl+50 mLH<sub>2</sub>O 的腐蚀液进行化学腐蚀，进而利用 QUANTA FEG 250 型扫描电镜观察其组织形态特征，并通过 EDS 分析其相组成。此外，结合叶片的实际尺寸和拉伸试验机的要求设计拉伸试样，利用 MTS-E43.104 型试验机进行室温和高温拉伸试验，根据其实际服役温度，试验温度分别设定为 25，950，976 和 1000 °C，拉伸速率为 0.3 mm/min。同时，热疲劳试验在 BH-JLP 型高温燃气冷热交变模拟器上进行，为了使疲劳试样与实际部件尽量保持一致，如图 1 所示，在低压涡轮导向叶片上取 3 片相邻的空心叶片连同它们之间的内外环部分进行热疲劳试验。单个热疲劳试验热循环的参数如表 2 所示，每隔一定的试验周次取下试样，测量裂纹长度，试验完成后利用扫描电镜观察并分析其热疲劳断口形貌。

## 2 结果与分析

### 2.1 服役后 K417G 导向叶片的组织演变特征

图 2 所示为未服役 K417G 叶片与服役后 K417G 叶片的组织特征对比。表 3 为图 2b 中对应点 EDS 成

表 1 K417G 涡轮导向叶片的成分

Table 1 Chemical composition of the K417G turbine guide vane ( $\omega/\%$ )

C	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Fe	V	Ni
0.17	9.0	10.0	3.1	5.2	4.4	≤1.0	0.70	Bal.



图 1 服役后的 K417G 低压涡轮导向叶片

Fig.1 Serviced K417G low pressure turbine guide vane

表 2 热疲劳试验中单个热循环的设定参数

Table 2 Parameters of a single thermal cycle in thermal fatigue experiment

Parameters	Value
Peak temperature/°C	976
Heating time/s	15
Soaking time/s	15
Cooling time/s	120

分分析。从图 2a 可以看出，未服役的 K417G 叶片由  $\gamma$  基体、 $\gamma'$  相和碳化物组成<sup>[17]</sup>。 $\gamma'$  相呈细小立方块状均匀地分布在合金基体上，并相互连接成网状。 $\gamma'$  相是 K417G 合金中的主要强化相，与  $\gamma$  相基体之间存在共格关系。碳化物也是 K417G 合金中的重要组分，主要以 MC 型碳化物为主 ( $M$  主要成分是 Ti)，一般呈块状、颗粒状和骨架状 3 种形态分布于基体。由于富 Ti 的 MC 型碳化物与 NbC 一样十分稳定，在高温下很难发生相变，弥散分布的碳化物颗粒可以提高合金的高温强度。如图 2b 所示，服役后的 K417G 合金组织形态发生了明显的演变， $\gamma'$  相已经从原始态的细小立方块明显粗化，细小立方块之间相互合并长大，然而，碳化物的形态和尺寸在服役前后无明显变化。

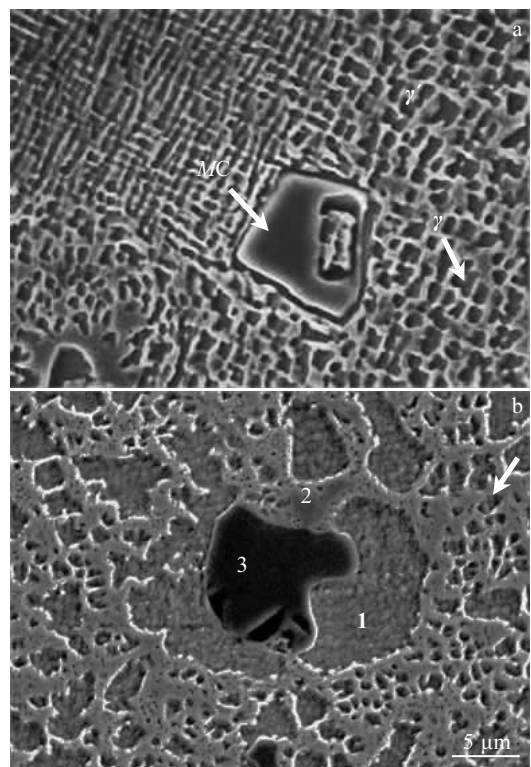


图 2 未服役 K417G 合金组织和服役后 K417G 合金组织对比

Fig.2 Microstructure of as-cast K417G superalloy (a)<sup>[17]</sup> and serviced K417G superalloy (b)

表 3 图 2b 中服役 K417G 合金中不同位置相成分

Table 3 Phase composition of the marked positions of the serviced K417G superalloy in Fig.2b(at%)

Position	C	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	Phase
1	-	4.9	-	17.6	14.2	61.1	2.2	$\gamma$
2	-	9.5	6.9	3.9	7.0	72.7	-	$\gamma'$
3	55.0	-	34.1	1.3	-	1.0	8.6	MC

从上述组织特征可以看出, K417G 合金中的强化相  $\gamma'$ 相在服役后发生了很大的变化,  $\gamma'$ 相的退化过程主要由 Ostwald 熟化理论控制。溶质原子通过  $\gamma/\gamma'$ 相界面进行扩散, 同时, 在界面能和弹性能等因素的共同影响下,  $\gamma'$ 相的相邻粒子聚集长大以降低界面能, 从而达到降低系统总能量的目的。进一步对服役 K417G 叶片中的不同相进行能谱分析, 表 3 所示 EDS 结果表明, 服役后合金的相组成并没有变化, 仍由  $\gamma$  基体、 $\gamma'$ 相和碳化物组成。碳化物(3 点)中 Ti 元素的含量很高, 可以确定为富 Ti 的 MC 型碳化物, 这说明, 长时间服役后合金的 MC 型碳化物成分并未发生明显转变。合金高温力学性能受碳化物和  $\gamma'$ 相形态的影响很大, 粗大的碳化物和  $\gamma'$ 相与基体的界面在高温下可能成为合金的薄弱位置, 容易产生裂纹, 而位于细小的碳化物和  $\gamma'$ 相则可以起到弥散强化作用, 有利于提高合金的高温性能。

2.2 服役后涡轮导向叶片的高温性能分析

从上述 K417G 叶片服役前后组织结构特征的对比分析可知, 叶片服役前后微观组织形貌存在很大差异, 组织弱化比较严重。图 3 和表 4 所示为服役后叶片在 25, 950, 976 和 1000 °C 4 个温度下的拉伸试验结果, 可以看出, 服役后叶片在室温下的强度和塑性都十分优异, 但随着温度的升高, 合金叶片屈服强度、抗拉强度、弹性模量和延伸率都发生了明显的降低。当在 950 °C 时, 合金的综合力学性能急剧下降, 屈服强度、抗拉强度和延伸率几乎降到室温的 50%, 分别降至 437.99 MPa、483.51 MPa 和 6.84%。随着试验温度的提高至 976 和 1000 °C, 合金的强度继续降低, 但塑性有稍许的提高。

图 4 所示为 K417G 合金拉伸试样断口的二次电子照片。从图 4a 看出该合金在室温拉伸下, 断口上出现大量韧窝, 而且韧窝较深, 大韧窝边缘存在大量小韧窝。因此, 室温下叶片呈现典型的韧性断裂。当试验温度为 950 °C 时, 虽然断口仍然呈现韧性断裂特征, 但韧窝明显变浅, 且韧窝底部存在尺寸较大的析出相颗粒, 对比图 2b 的析出相形态, 可以确定为 MC 型碳化物颗粒。可以推断在高温拉伸时, 叶片内粗大的碳

化物与  $\gamma$  相间的界面成为了裂纹起源位置。随着温度的进一步提高至 976 和 1000 °C, 合金的  $\gamma'$ 相与  $\gamma$  相的相界面、碳化物与  $\gamma$  相的相界面以及晶界的结合强度进一步降低, 低于基体强度, 裂纹易于在界面上扩展, 材料开始出现沿晶断裂。如图 4c 和图 4d 所示, 材料在断裂前发生的变形较小, 虽然断口上仍存在少量的浅韧窝, 但断裂表面总体上较平滑, 呈现出具有典型沿晶断裂特征的脆性断裂。

综上所述, 由于 K417G 合金在室温下的相界面和晶界的强度较高, 界面处不易产生裂纹, 合金基体在断裂前可以产生较大的塑性变形, 具有韧性断裂特征, 因此, 合金呈现出优异的强度和塑性。在高温下, 叶片合金中的相界面和晶界处由于错配度较大, 原子移动比较容易, 相界面和晶界是合金中的薄弱环节。因此, 随着试验温度的提高, K417G 合金逐渐由以韧窝特征为主的韧性断裂演变为以沿晶断裂特征为主的脆性断裂, 材料的强度急剧下降。温度的提高对于该合金塑性的影响分为两个部分: 一方面, 从韧窝型断裂到沿晶型断裂, 材料在断裂前可以产生的塑性变形减小, 材料塑性降低; 另一方面, 由于在高温下位错移动较容易, 合金塑性变形较容易, 提高温度可以提高合金塑性。因此, 综合上述两个方面因素, 虽然相比于室温, 合金在高温下的强度降低, 如表 4 所示, 但是在 950, 976 和 1000 °C 下合金的延伸率相差不大。

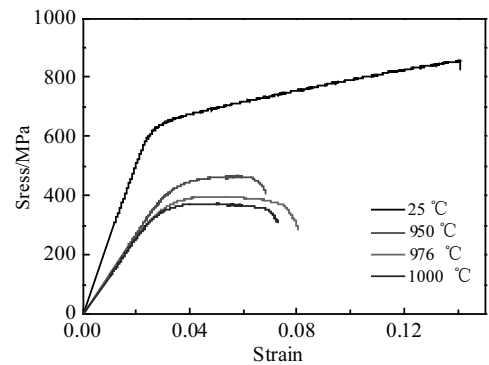


图 3 服役叶片在室温与高温下的拉伸应力-应变曲线  
Fig.3 Tensile stress-strain curves of serviced turbine guide vane at different temperatures

表 4 服役叶片在室温与高温下的拉伸试验结果

Table 4 The results of tensile test at different temperatures for serviced turbine guide vane

Temperature/°C	$\sigma_s$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	$\delta$ /%
25	627.51	870.91	14.08
950	437.99	483.51	6.84
976	353.14	398.27	8.07
1000	337.89	375.01	7.27

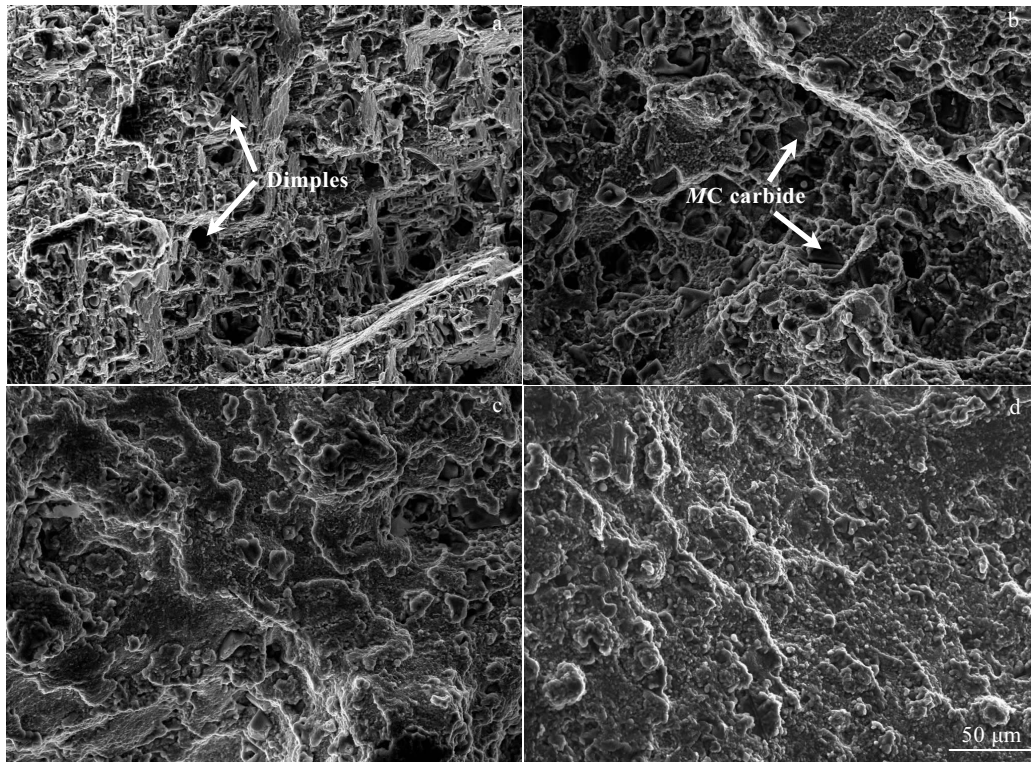


图 4 K417G 叶片试样在不同温度下的拉伸断口

Fig.4 SEM images of fracture surfaces of tensile test samples at different temperatures: (a) 25 °C, (b) 950 °C, (c) 976 °C, and (d) 1000 °C

### 2.3 热疲劳试验模拟及其机理分析

图 5 所示为叶片热疲劳开裂的宏观形貌，可以看出在叶片中心处产生了热疲劳裂纹，并沿宽度方向往叶片两侧边缘扩展，主裂纹没有明显分叉，在主裂纹附近分布着许多细小二次裂纹。图 6a 所示为热疲劳裂纹长度与热循环周次之间的拟合关系曲线，裂纹长度 ( $a$ ) 与热循环周次 ( $N$ ) 的拟合关系式如公式 (1) 所示：

$$a=55.444[1-\exp(-0.0289N)] \quad (1)$$

将图 6a 中的曲线求导，做出如图 6b 所示的  $da/dN \sim N$  曲线。可以看出，随着热循环周次的增加，裂纹长度逐渐增大，但裂纹扩展速率逐渐减小。使用 3 片相邻的空心叶片作为试样进行热疲劳试验时，中间叶片经受燃气热冲击，两侧叶片作为辅助约束存在。随着热循环次数的增加，叶片中残余热应变会不断累加，这使得裂纹在萌生后会快速扩展。裂纹扩展后，影响裂纹生长速率的因素有两方面：一方面，随着裂纹长度的增加，热应力得到释放，会使裂纹扩展速率逐渐减缓。另一方面，二次裂纹的形成和生长会吸收能量，并释放热应力，减缓主裂纹扩展。

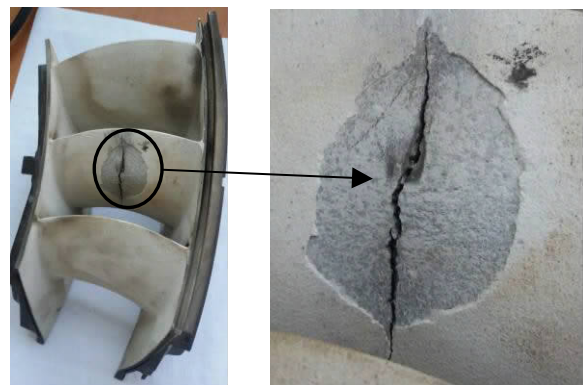


图 5 K417G 叶片热疲劳开裂的宏观形貌

Fig.5 Macro image of thermal fatigue cracks in the K417G vane

图 7 所示为 K417G 涡轮叶片热疲劳断口的二次电子照片。可以看出，在叶片断口上同时存在部分解离面和少量韧窝，表现为韧脆混合型的疲劳断裂特征。如图 7a 所示，断口上存在多个疲劳裂纹源，而且裂纹源主要萌生于叶片表面涂层脱落位置。从图 5 所示热疲劳开裂的宏观形貌可以看出，在热疲劳应力作用下，叶片表面的热障涂层和抗氧化涂层首先发生破坏，导



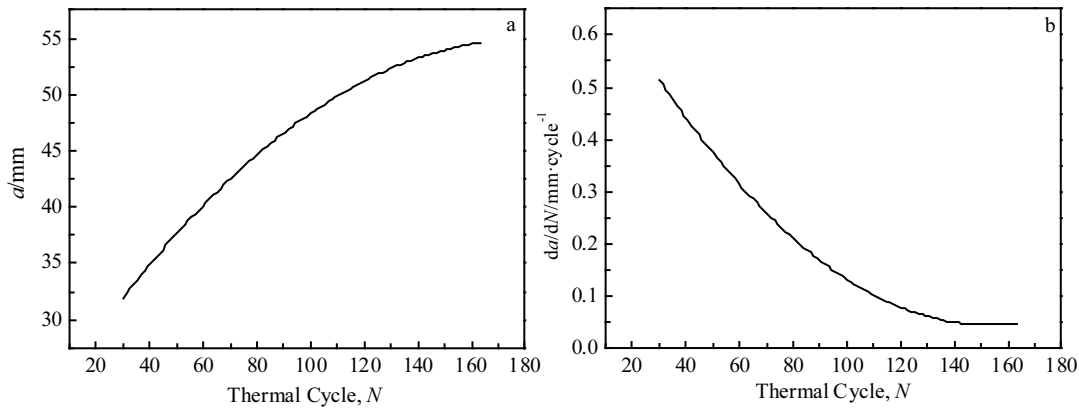


图6 热疲劳试验数据的拟合曲线

Fig.6 Fitting curves of thermal fatigue test results: (a) relationship between crack length and thermal cycles and (b) relationship between crack growth rate and thermal cycles

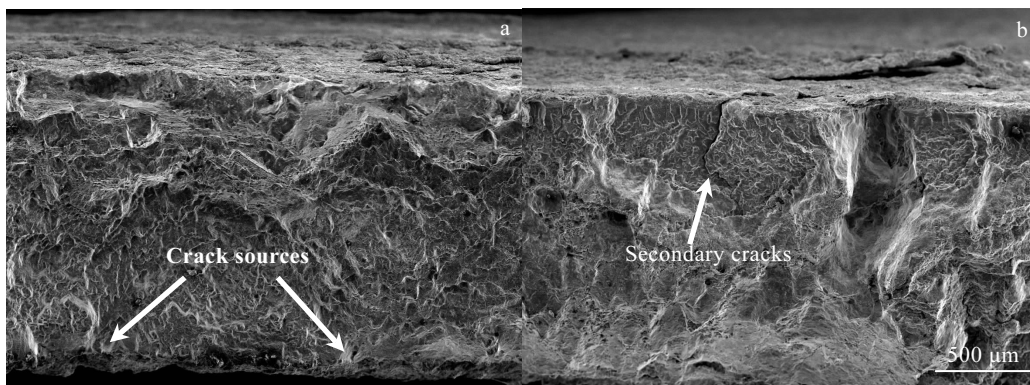


图7 K417G 涡轮导向叶片的热疲劳断口

Fig.7 Fracture surfaces of K417G thermal fatigue sample: (a) crack sources and (b) secondary crack

致合金表面发生氧化,脆性氧化物在循环热应力作用下容易开裂、脱落而形成氧化孔洞。氧化孔洞的聚集、相互连接便导致了热疲劳裂纹的萌生。此外,图7b表明叶片断口上存在具有一定塑性变形的疲劳区和垂直于主裂纹扩展方向的二次裂纹,这些二次裂纹起到释放裂纹尖端应变能的作用,有利于延缓裂纹的扩展,提高材料断裂韧性。

### 3 结论

1) K417G 叶片在服役后,合金内  $\gamma'$  相的网状组织长大粗化严重,组织发生明显的弱化,然而,MC 型碳化物的形态和尺寸在服役前后无明显变化。

2) 随温度的升高,叶片的抗拉强度和屈服强度明显降低,断口逐渐从具有韧窝特征的韧性断裂转变为具有沿晶特征的脆性断裂,材料内部相界面和晶界在高温下的结合强度降低是其强度降低的主要因素。

3) 叶片热疲劳裂纹主要萌生于合金表面氧化物

开裂和脱落位置,根据热疲劳试验结果构建的疲劳裂纹长度  $a$  和温度循环周次  $N$  的关系曲线,随着温度循环周次的增加,裂纹扩展速率呈减小的趋势,这是由于二次裂纹出现及生长吸收了能量,释放了热应力,从而减缓主裂纹扩展。

### 参考文献 References

- [1] Gong Li, Chen Bo, Du Zhanhui *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(3): 541
- [2] Yang Y H, Xie Y J, Wang M S *et al.* *Materials & Design*[J], 2013, 51(5): 141
- [3] Gong Li, Chen Bo, Zhang Long *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(5): 811
- [4] Kevin E Yoon, Ronald D Noebe, David N Seidman. *Acta Materialia*[J], 2007, 55 (4): 1145
- [5] Goward G W, Boone D H. *Oxidation of Metals*[J], 1971, 3(5): 475

- [6] Ancelet O, Chapuliot S, Henaff G *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2006, 10(4): 8
- [7] Cavaliere P, Panella F. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 183(2-3): 297
- [8] Wang Q, Sun D L, Na Y *et al.* *Procedia Engineering*[J], 2011, 10(23): 37
- [9] Pang Ming, Yu Gang, Wang Henghai. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2008, 207(1-3): 271
- [10] Cheng Guoqing, Zhang Binggang. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(7): 1971
- [11] Liu Xiubo, Pang Ming, Zhang Zhenguo *et al.* *Optics and Lasers in Engineering*[J], 2007, 45(9): 929
- [12] Liu Xiubo, Yu Gang, Guo Jian *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 453(1-2): 371
- [13] Su C Y, Lih W C, Chou C P *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2001, 115(3): 326
- [14] Tiley J, Viswanathan G. B, Srinivasan R *et al.* *Acta Materialia*[J], 2009, 57(8): 2538
- [15] Ges A M, Fornaro O, Palacio H A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 458(1): 96
- [16] Piekarski Bogdan. *Materials Characterization*[J], 2001, 24(9): 181
- [17] Du Beining, Yang Jinxia, Cui Chuanyong *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 623(19): 59

## Microstructure, Mechanical Properties and Thermal Fatigue Behavior of K417G Alloy Used in Turbine Guide Vane

Song Ruokang, Ma Dong, Wu Sujun  
(Beihang University, Beijing 100191, China)

**Abstract:** The microstructure, mechanical properties and thermal fatigue behavior of the serviced K417G guide vane were investigated. The results show that coarsening of  $\gamma'$  phase for the serviced K417G alloy has significantly degraded the microstructure. The strengthening effect of  $\gamma'$  phase in the serviced K417G alloy has obviously weakened. Due to low bonding strength of precipitate interfaces and grain boundaries at high temperature, the tensile strength and yield strength of the K417G guide vane have decreased with the increase of temperature. The thermal fatigue crack forming process of K417G alloy under thermal stress was observed with time. With increase of thermal cycles, the thermal barrier on surface of the vane has fallen off due to thermal fatigue stress, which leads to oxidation of surface of the alloy. The thermal fatigue crack sources can be initiated in the place where the oxide particles fractured and fell off. The  $a-N$  and  $da/dN-N$  curves obtained from thermal fatigue tests indicate that the crack growth rate decreases with the increase of thermal cycles, which is resulted from the release of thermal stress due to presence of secondary cracks.

**Key words:** K417G alloy; guide vane; microstructure degradation; thermal fatigue

---

Corresponding author: Wu Sujun, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, P. R. China, E-mail: wusj@buaa.edu.cn