

镍基高温合金 GH536 的热疲劳行为

陈 静¹, 石多奇^{1,2}, 苗国磊¹, 易靖钦¹, 杨晓光^{1,2}
(1. 北京航空航天大学 能源与动力工程学院, 北京 100191;
2. 先进航空发动机协同创新中心, 北京 100191)

摘 要: 燃烧室火焰筒作为航空发动机的热端关键结构件,在工作过程中受到复杂的循环温度载荷,使其承受热疲劳损伤.对火焰筒常用镍基高温合金 GH536 的热疲劳行为进行试验研究.根据火焰筒结构和载荷特征,设计了中心孔平板试样以及热疲劳试验,研究了热疲劳载荷条件下 GH536 平板的裂纹萌生及扩展规律,揭示了 GH536 的热疲劳破坏机理.研究发现:①热疲劳裂纹以穿晶模式萌生,以沿晶方式扩展并断裂;②随着热疲劳试验中上限温度的升高,裂纹的萌生寿命缩短,裂纹扩展速率加快,试样在 800℃时的热疲劳裂纹萌生寿命是 900℃裂纹萌生寿命的 4.5 倍.

关 键 词: 航空发动机; 火焰筒; 热疲劳; GH536 合金; 失效机理

中图分类号: V250.3 **文献标志码:** A

Thermal fatigue behavior of nickle based superalloy GH536

CHEN Jing¹, SHI Duoqi^{1,2}, MIAO Guolei¹, YI Jingqin¹, YANG Xiaoguang^{1,2}
(1. School of Energy and Power Engineering,
Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100191, China;
2. Collaborative Innovation Center for Advanced Aero-Engine, Beijing 100191, China)

Abstract: The flame tube of combustion chamber is the key structure of the aero-engine, and subjected to complex cyclic temperature load which will cause thermal fatigue. The thermal fatigue behavior of nickle based superalloy GH536 always used in flame tube was investigated. According to the characteristic load and structure of the flame tube, the specimen of a flat plate with a central hole and the thermal fatigue test were designed to study the crack initiation, crack propagation and thermal fatigue damage mechanism of the GH536 plate specimen under the thermal fatigue load condition. The study indicates: (1) the thermal fatigue cracks initiate transgranularly, develop and propagate intergranularly; (2) the crack propagation rate becomes faster and the crack initiation life becomes shorter with the increase of upper temperature in the thermal fatigue test. Thermal fatigue crack initiation life at 800℃ is 4.5 times of the crack initiation life at 900℃.

Key words: aero-engine; flame tube; thermal fatigue; superalloy GH536; failure mechanism

燃烧室火焰筒作为航空发动机的热端耐久性
关键结构件,工作在复杂的气动和热环境中.火焰

筒一旦发生故障,将导致燃烧性能下降,引起涡轮
进口温度及压力场发生畸变,造成涡轮结构破坏.

收稿日期:2015-10-12
作者简介:陈静(1991—),女,硕士生,研究方向为结构、强度及可靠性.

引用格式:陈静,石多奇,苗国磊,等.镍基高温合金 GH536 的热疲劳行为[J].航空动力学报,2017,32(6):1381-1387. CHEN Jing, SHI Duoqi, MIAO Guolei, et al. Thermal fatigue behavior of nick based superalloy GH536[J]. Journal of Aerospace Power, 2017, 32(6): 1381-1387.

因此火焰筒的耐久性对于航空发动机的高温结构完整性十分重要。循环变化的温度载荷是火焰筒遭受破坏的重要载荷形式。火焰筒在发动机工作循环过程中受到热疲劳损伤,导致部件失效,严重者会导致发动机故障^[1-4]。但目前由于试验难度大、试验方案不统一等多方面的因素,对火焰筒及其材料的热疲劳试验研究较少,对其理论研究也不足。因此,本文对火焰筒常用材料镍基高温合金 GH536^[5]进行热疲劳试验分析,并进一步研究热疲劳破坏失效机理研究有重要的现实意义。

目前国内外针对热疲劳损伤的问题主要有两种研究思路:一类为采用定性比较法;另一类为定量测定法^[6]。国内常常采用第一类定性比较法。1992 年我国制定了金属板材热疲劳试验方法的标准 HB 6660-1992^[7]。于金江等人^[8]运用带缺口的板材试样对涡轮发动机导向器叶片所采用的高温合金 M951 进行了热疲劳行为研究,研究其热

疲劳性能。杨金侠等人^[9]采用带缺口的板材试样对高温合金 K465 在不同温度下的热疲劳行为进行了研究。陈石富等人^[6]利用 V 型缺口板材试件对拟用于航空发动机燃烧室的 GH230 进行了热疲劳试验。

本文针对火焰筒受到的载荷特征以及火焰筒的结构特征,设计了带中心孔的平板试样及平板试样的热疲劳试验方案。针对 GH536,研究了其在热疲劳载荷条件下裂纹萌生及裂纹扩展规律,揭示其热疲劳破坏失效机理,为发动机火焰筒的设计、定寿和排故工作提供依据。

1 热疲劳试验

1.1 试验材料及试样形式

GH536 是一种含铁量较高、主要是用铬和钼固溶强化的镍基高温合金,具有良好的抗氧化和耐腐蚀性能。GH536 的化学成分见表 1^[5]。

表 1 GH536 各化学成分的质量分数(单位:%)

Table 1 Mass fraction of chemical compositions of GH536 (unit:%)

最值	镍(Ni)	铬(Cr)	铁(Fe)	碳(C)	锰(Mn)	硅(Si)	钼(Mo)	钴(Co)	铝(Al)	钨(W)	硼(B)	磷(P)	硫(S)
最小值		20.5	17.0	0.05			8.0	0.5		0.2			
最大值	余量	23.5	20.0	0.15	1.0	1.0	10.0	2.5	0.1	1.0	0.005	0.015	0.01

热疲劳试样主要有楔形试样、带缺口的锥形盘试样、带 V 型缺口平板试样、带中心孔平板试样等几种形式^[10-12]。这类试样形式能够加速裂纹产生。本文设计了带中心孔的平板试件,如图 1 所示,既能达到加速裂纹萌生的目的,也便于感应加热线圈的设计。平板两端的小孔用于悬挂试样,使其两端能够自由膨胀并保证强迫冷却时试件的位置。平板的长度和宽度分别为 100 mm 和 40 mm,中心孔直径为 5 mm,厚为 2 mm。热疲劳试验前,用水磨砂纸将试样各表面研磨后抛光,以尽量排除试样表面加工缺陷的干扰。

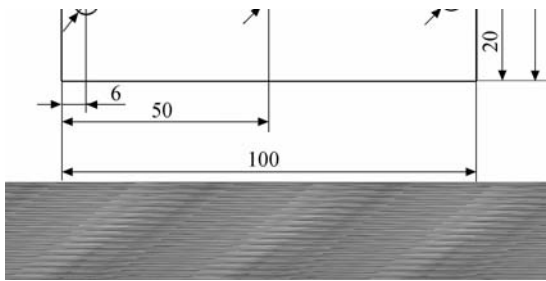


图 1 试样尺寸(单位:mm)

Fig. 1 Specimen dimensions (unit:mm)

1.2 试验设备

国内外的热疲劳试验中,常采用电磁感应的方式进行加热,采用气冷进行降温,从而实现温度的循环加热过程^[13-16]。本试验采用高频感应加热和外部空气冷却对试件进行加温和降温,设计并实现满足加温要求的感应加热线圈,辅助红外测温装置开展了 GH536 不同温度下的热疲劳试验。加热冷却装置和红外测温装置如图 2 所示。使用红外测温仪进行对加热冷却过程中的温度进行测量。

1.3 试验载荷

设计了 3 种温度循环谱:100~800 ℃,100~850 ℃和 100~900 ℃,采用三角波循环,一个周期为 40 s。电磁感应加热带宽度为 8 mm,温度加载区的尺寸和温度谱如图 3 所示。

1.4 热疲劳裂纹检测方法

本文采用着色渗透探伤的方法检测裂纹:先用清洗剂对试样表面进行清洗,然后采用渗透剂渗透到裂纹中,再用显影剂使得裂纹得以显现,如图 4 所示。

在试验中,每隔 25 个循环将试验停止并取下试样。按照以上步骤对平板试样处理后进行裂纹

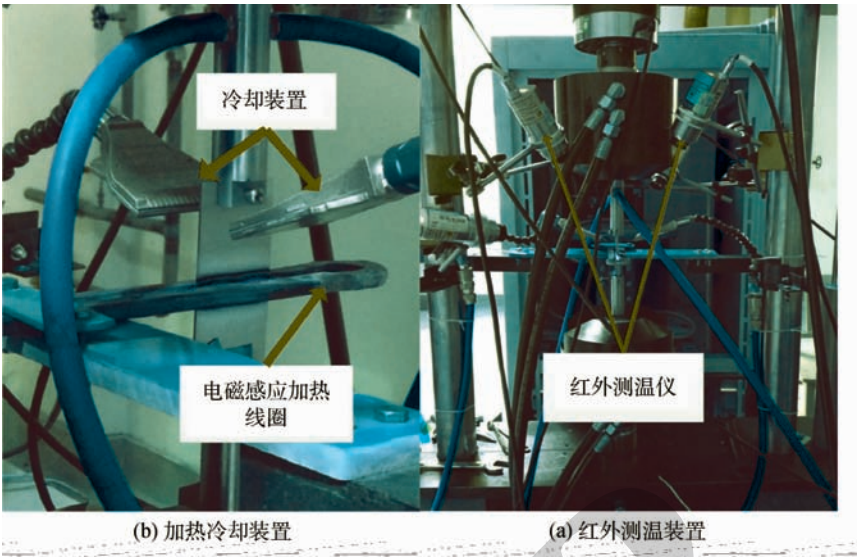


图 2 试验装置
Fig.2 Test equipment

检测,记录下裂纹长度,一直到试验结束.这个过程需要反复进行,因此试验周期比较长.

2 试验结果分析

试验之后的试样如图 5 所示,从图中可以看出,上限温度为 800,850℃试样加热带比较均匀,而 900℃的试样则有明显烧灼现象,且加热带印迹更宽.利用光学显微镜对处理后的试件进行观察.



图 5 试验之后的试样
Fig.5 Specimen after test

2.1 热疲劳裂纹扩展

在试样周围观察到多条裂纹,本试验测量其中主要的几条裂纹,得到各个试样裂纹的情况.图 6 是在不同上限温度下的各个试样上的热疲劳裂纹扩展曲线,图中横坐标 N 为循环次数.同时运用有限元软件对热疲劳试验过程进行模拟,得到不同上限温度下的危险点的热应力-时间曲线,如图 7.

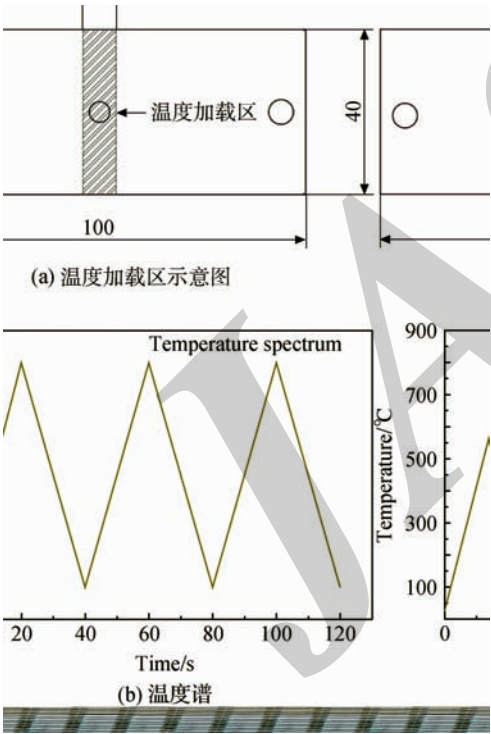


图 3 温度加载区示意图和温度谱
Fig.3 Schematic diagram of heating zone and temperature spectrum



图 4 裂纹检测过程
Fig.4 Crack detection process

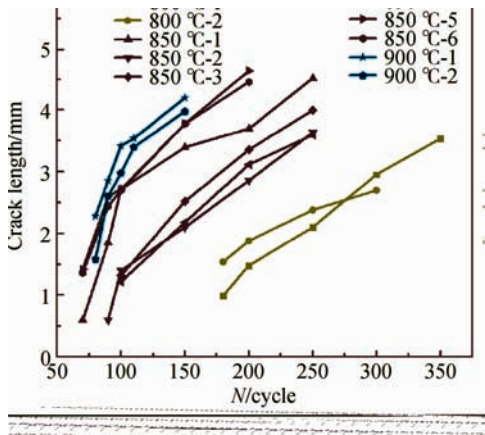


图 6 热疲劳裂纹扩展的曲线

Fig. 6 Curves of thermal fatigue cracks propagation

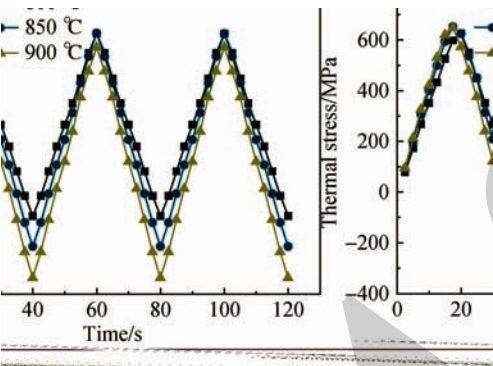


图 7 不同上限温度下危险点的热应力-时间曲线

Fig. 7 Thermal stress-time curves of danger point under different upper temperatures

从图 6 热疲劳裂纹扩展的曲线可见,在几十次循环时裂纹长度就可达到 1 mm. 根据高温合金材料手册^[5],GH536 在 700 °C 时屈服应力约为 570 MPa;在 900 °C 时屈服应力约为 460 MPa. 图 7 数值分析结果显示,热应力随时间变化曲线中不同上限温度下危险点的最大应力均大于 600 MPa,超过了相应温度下材料的屈服应力,导致材料很快进入塑性阶段,使得裂纹在几十次循环时便可萌生.但随着裂纹长度的增加,裂纹尖端处所受到的热应力逐步降低,在加热期间裂纹尖端处的应力集中也将得到迅速的松弛,因此裂纹扩展速率逐渐减小,裂纹扩展变得缓慢,并不以恒定的扩展速率扩展,裂纹扩展到 4 mm 需要约 200 次循环.而且随着上限温度的增加,裂纹萌生寿命越短,试样的热疲劳性能越差.上限温度为 800 °C 的时候在第 180 次循环时第一次检测到长度为 1 mm 的裂纹;而上限温度为 900 °C 的时候,在第 40 次循环时就第一次检测到 1.16 mm 长的裂纹.

据文献[17]指出,对以往的试验数据统计表明,对于大多数变形高温合金来说,上限温度每提高 100 °C,材料的热疲劳萌生寿命降低约 1~6 倍.本文试验结果显示:上限温度每提高 100 °C,材料的热疲劳萌生寿命降低 4.5 倍;提高上限温度导致材料热疲劳寿命降低的主要原因首先是热应力的增加,研究表明,热应力与温差的关系成正比,即

$$\sigma = K\alpha E \Delta t$$

式中 σ 为热应力, Δt 为温差, K 为约束系数, α 为热膨胀系数, E 为弹性模量.因此,当下限温度恒定,提高上限温度会使温差增大,从而使热应力增大.试样所产生的热应力主要由两部分组成,即表面与内部温差所形成的热应力和由于局部冷却形成的吹冷区域和未吹冷区域温差所产生的热应力,一般认为后者对裂纹的扩展起主导作用.在热疲劳试验中,疲劳裂纹的萌生和扩展是两种热应力共同作用的结果.试验温度的提高将会使这两种热应力同时增大,加速疲劳裂纹的形成和扩展,从而使材料的热疲劳寿命降低.提高上限温度导致材料热疲劳寿命降低的另一原因与高温下材料的强度降低有关.对于包括各种高温合金在内的大多数金属材料来说,随着试验温度的提高,材料的强度和变形抗力都将有所下降,这将有利于裂纹的形成和扩展,从而降低材料的热疲劳寿命.

2.2 热疲劳裂纹扩展速率

图 8 进一步给出了各温度下裂纹扩展速率,从图 8 可以看出:上限温度越高,裂纹扩展越快,裂纹扩展速率越大.

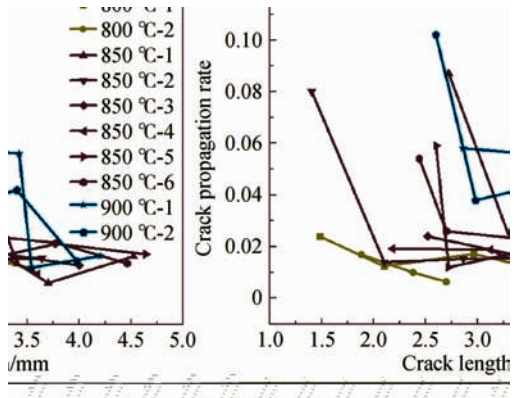


图 8 不同上限温度下的裂纹扩展速率

Fig. 8 Crack propagation rate under different upper temperatures

这个现象可以作如下解释:由于温度较高时,基体与碳化物之间由于热膨胀系数的差异在两者界面产生较大的应力,在高温下,基体和碳化物之间的结合强度降低,在与低温下相比,裂纹更容易与基体分离并脱落,形成裂纹孔洞. 无论是在裂纹萌生时还是在裂纹扩展时产生的裂纹孔洞,在高温下相互连接形成裂纹并向前扩展. 温度越高,产生孔洞越多,孔洞越容易连接形成裂纹^[18]. 在上限温度为 850℃ 和 900℃ 的条件下,刚开始裂纹扩展速率降得很快,之后裂纹扩展速率均与 800℃ 的条件下相近,这是因为上限温度较高时裂纹很快萌生,一旦萌生裂纹,进入裂纹扩展阶段时,应力得到释放,使得裂纹扩展驱动力下降,从而使得裂纹扩展速率降低.

图 9 给出了各上限温度的平均裂纹扩展情况,也可以得出结论:温度越高,裂纹萌生寿命越短.

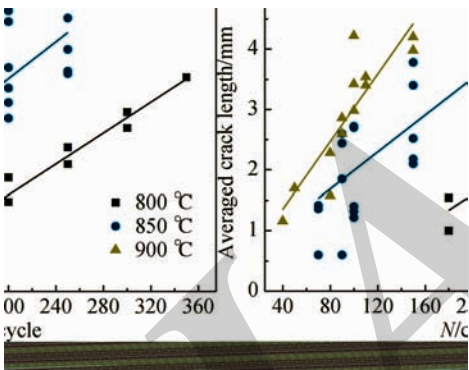


图 9 不同上限温度下平均裂纹的扩展情况
Fig. 9 Average crack propagation under different upper temperatures

3 失效机理分析

为了研究热疲劳破坏机理,对热疲劳试验之后的试样进行微观分析,如图 10.

用扫描电镜对试样的表面裂纹进行观察.

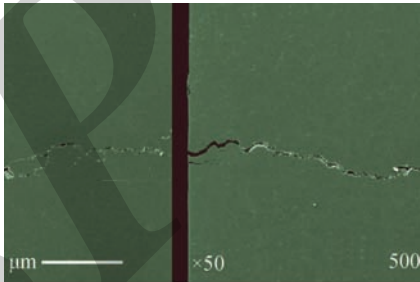
图 11 为三角波加载条件下不同上限温度时的热疲劳裂纹形貌. 分析试验之后的试件,可以看出在上限温度分别为 800,850,900℃ 温度循环下的试样,均是单一裂纹萌生源导致疲劳破坏.

为了进一步研究晶界对裂纹萌生和裂纹扩展的影响,对试样的表面进行腐蚀处理,分析了三角波加载下不同上限温度的裂纹萌生和裂纹扩展机理,如图 12 所示. 从图中可以看出,在裂纹萌生阶段,裂纹穿过晶粒时大多发生穿晶断裂,而在裂纹

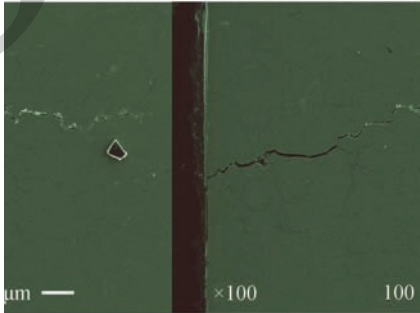
进入扩展阶段,裂纹沿晶粒的晶界进行扩展. 在裂纹尖端并无二次裂纹.



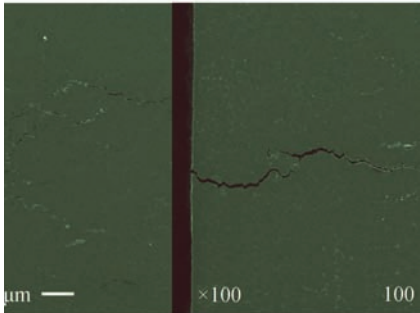
图 10 不同微观观测试样图像和扫描电镜
Fig. 10 Microscopic image of specimen and scanning electron microscope



350次热疲劳裂纹 (a) 上限温度为800℃,循环



250次热疲劳裂纹 (b) 上限温度为850℃,循环



150次热疲劳裂纹 (c) 上限温度为900℃,循环

图 11 GH536 不同温度和循环次数下的裂纹形态
Fig. 11 Crack of GH536 under different temperatures and cycles

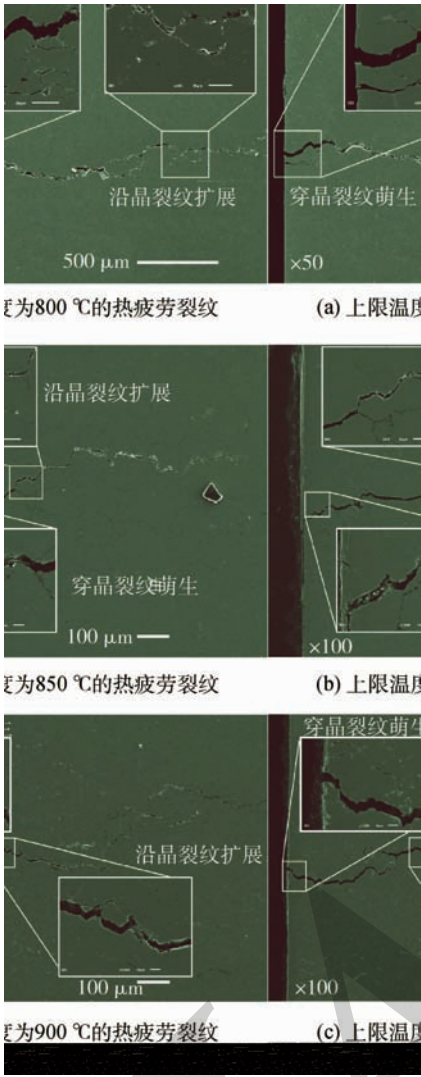


图 12 不同温度下晶界对裂纹萌生与裂纹扩展的影响
Fig. 12 Effect of grain boundaries on crack initiation and crack propagation under different temperatures

4 结 论

1) 根据火焰筒的特征结构以及载荷特征设计带中心孔的平板试样,对于镍基高温合金 GH536 分别在上限温度分别为 800,850,900 °C,下限温度固定在 100 °C 进行热疲劳试验.发现随着裂纹的长度的增加,裂纹的扩展速率降低.

2) 随着 GH536 热疲劳试验的上限温度的增加,裂纹萌生寿命变短而扩展速率提高.

3) GH536 在上限温度分别为 800,850,900 °C 条件下的热疲劳,其裂纹以穿晶模式萌生,而以沿晶模式扩展并断裂.

由于热疲劳试验的技术复杂,特别是受到温度及其分布的控制、裂纹长度检测手段所限,国内外的研究大多数是定性的,而本文定量检测了热

疲劳裂纹扩展规律.

致谢:

感谢四川燃气涡轮研究院强度实验室在试验技术方面的无私帮助.

参考文献:

[1] 陈大光,孟昭川,刘大响,等.航空发动机设计手册[M].北京:航空工业出版社,2001.

[2] 范引鹤,高德平.航空涡轮、涡扇发动机结构设计准则[M].北京:中国航空工业总公司发动机系统工程师局,1997.

[3] MORENO V. Combustor liner durability analysis[R]. NASA-CR-165250,1981.

[4] 胡思宁.某涡轮发动机燃烧室部件强度与寿命计算[D].南京:南京航空航天大学,2005.

HU Sining. Strength and life calculation of the combustion chamber components of a turbine blade[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics,2005. (in Chinese)

[5] 《中国航空材料手册》编辑委员会.中国航空材料手册:第2卷 变形高温合金、铸造高温合金[M].北京:中国标准出版社,2002.

[6] 陈石富,马惠萍,鞠泉,等. GH230 合金的热疲劳行为[J]. 钢铁研究学报,2011,23(3):29-34.

CHEN Shifu, MA Huiping, JÜ Quan, et al. The thermal fatigue behavior of superalloy GH320[J]. Journal of Iron and Steel Research,2011,23(3):29-34. (in Chinese)

[7] 中国航空航天工业部. HB6660-1992 金属板材热疲劳试验方法[S].北京:中国航空航天工业部,1992:1-10.

[8] 于金江,孙晓峰,侯贵臣,等. M951 合金的热疲劳行为[J]. 钢铁研究学报,2003,15(增刊 1):179-182.

YU Jinjiang, SUN Xiaofeng, HOU Guichen, et al. The thermal fatigue behavior of M951[J]. Journal of Iron and Steel Research,2003,15(Suppl. 1):179-182. (in Chinese)

[9] YANG Jinxia, ZHENG Qi, SUN Xiaofeng, et al. Thermal fatigue behavior of K465 superalloy[J]. Rare Metals,2006,25(3):202-209.

[10] WOODFORD D A, MOWBRAY D F. Effect of material characteristics and test variables on thermal fatigue of cast superalloys;a review[J]. Materials Science and Engineering,1974,16(1/2):5-43.

[11] BHATTACHAR V S. Thermal fatigue behaviour of nickel-base superalloy 263 sheets[J]. International Journal of Fatigue,1995,17(6):407-413.

[12] FELBERBAUM L, VOISEY K, GÄUMANN M, et al. Thermal fatigue of single-crystalline superalloy CMSX-4®:a comparison of epitaxial laser-deposited material with the base single crystal[J]. Materials Science and Engineering:A,2001,299(1/2):152-156.

[13] 平修二. 热应力与热疲劳[M].北京:国防工业出版社,1984.

[14] MAILLOT V, FISSOLO A, DEGALLAIX G, et al. Ther-

mal fatigue crack networks parameters and stability:an experimental study[J]. International Journal of Solids and Structures,2005,42(2):759-769.

[15] CHINOUILH G,SANTACREU P O,HERBELIN J M. Thermal fatigue design of stainless steel exhaust manifolds [R]. Society of Automotive Engineers,SAE Technical Paper 2007-01-0564,2007.

[16] BIROL Y. Thermal fatigue testing of inconel 617 and stel-lite 6 alloys as potential tooling materials for thixoforming of steels[J]. Materials Science and Engineering: A,2010, 527(7):1938-1945.

[17] 韩增祥. 温度对变形高温合金热疲劳性能的影响[J]. 燃气涡轮试验与研究,2007,20(4):53-57.
HAN Zengxiang. The effect of temperature on thermal fa-tigue properties of superalloy[J]. Gas Turbine Experiment and Research,2007,20(4):53-57. (in Chinese)

[18] 夏鹏成,于金江,孙晓峰,等. DZ40M 合金的热疲劳性能 [J]. 稀有金属材料与工程,2011,40(1):152-155.
XIA Pengcheng, YU Jinjiang, SUN Xiaofeng, et al. The thermal fatigue properties of superalloy DZ40M[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(1): 152-155. (in Chinese)

(编辑:陈 越)