

单晶高温合金的冷热疲劳裂纹生长行为研究

刘 源^{1,2}, 于金江¹, 徐 岩¹, 孙晓峰¹

(1. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国科学院研究生院, 北京 100039)

摘 要: 研究了 3 种不同镍基高温合金在不同的热循环温度下的热疲劳性能。结果表明, 单晶高温合金具有较好的热疲劳抗性。分别用光学显微镜和扫描电镜对热疲劳裂纹的萌生和扩展行为进行观察发现, 裂纹首先在缺口处萌生, 而在不同合金中裂纹的扩展行为具有显著差异。在单晶高温合金中裂纹的扩展方向与枝晶生长方向成 45°, 而在 Mar-M002 多晶定向合金中, 裂纹则主要沿着枝晶间区域的共晶和碳化物进行扩展。扩展方式的不同对合金的热疲劳抗性会产生很大的影响。

关键词: 单晶高温合金; 热疲劳; 裂纹萌生和扩展

中图分类号: TG 146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)01-0059-05

由于较高的蠕变抗力和较好的持久性能, 单晶高温合金已经被广泛的应用在航空发动机中许多关键部件中。在服役过程中, 这些部件都不可避免的要受到热冲击载荷的作用。因此热疲劳成为发动机失效的主要原因之一^[1~4]。一般来说影响材料热疲劳的因素主要有工作环境, 材料的结构以及零件的几何尺寸等^[5,6]。

研究表明, 真空环境下材料的裂纹萌生寿命较长, 而在大气条件下, 由于高温氧化作用, 材料的裂纹萌生寿命会明显缩短。另一方面随着工作温度的升高以及加热时间的延长, 热疲劳裂纹的扩展速度都会增大。而当工作温度和加热时间增加到一定程度后, 裂纹的扩展速率反而会降低^[7]。材料的微观结构也会对裂纹的扩展行为产生很大的影响。例如, 裂纹很容易沿碳化物进行扩展, 而在单晶合金中, 由于去除了晶界, 热疲劳裂纹扩展速率要小于多晶合金^[8]。另外, 试样的几何尺寸对裂纹的扩展速率也非常敏感。试样的缺口半径越小, 则缺口尖端的应力集中越大, 从而导致裂纹更容易在缺口处萌生。

人们对单晶高温合金的持久和蠕变性能进行了广泛的研究, 然而关于合金的热疲劳行为在文献中报道很少。因此, 本工作在不同的循环温度下对 2 种单晶合金的热疲劳裂纹扩展行为进行研究, 并与多晶定向合金进行了对比。

1 实验方法

试验材料分别为 SRR99 合金、DD32 合金和 Mar-M002 合金。其中 SRR99 合金和 DD32 合金为单

晶定向镍基高温合金, Mar-M002 为多晶定向高温合金。3 种合金的化学成分如表 1 所示。热疲劳试样为预制缺口的矩形试样(如图 1 所示), 试样缺口方向与合金枝晶生长方向垂直。试验前, 将所有热疲劳试样进行机械抛光, 在光学显微镜下观察缺口形状及其附近无裂纹为合格。

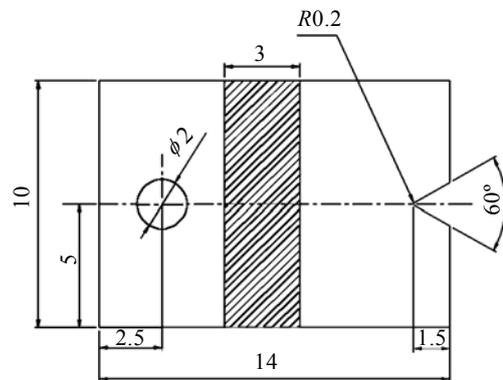


图 1 热疲劳试样示意图

Fig.1 Schematic diagram of thermal fatigue specimen (unit: mm)

热疲劳试验步骤为首先将试样加热到最高温度并且保温 8 min, 然后水冷 1 min, 试验过程的温度变化如图 2 所示。其中热循环的最高温度分别为 900、1000 和 1100 °C, 最低温度为室温。用电位差计对加热炉进行校温, 所测得的温度误差范围为 ±3 °C。在进行一定周次的热循环之后, 将试样从试验装置取下, 用

收稿日期: 2008-01-12

作者简介: 刘 源, 男, 1981 年生, 博士生, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-23971083, E-mail: yuanliu@imr.ac.cn

读数显微镜测量热疲劳裂纹长度。裂纹长度值为 6 个试样的测量平均值。测量完毕后，继续进行热疲劳试验。最后采用光学显微镜和扫描电子显微镜对裂纹的形貌和扩展方式进行观察。

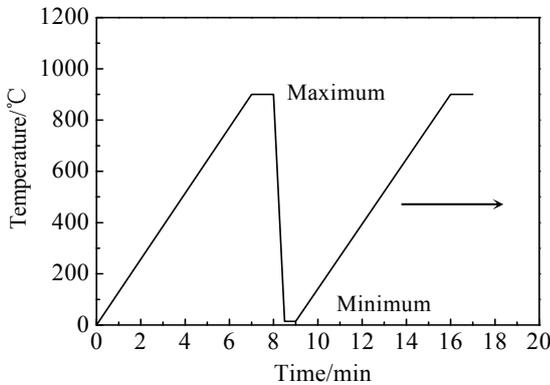


图 2 热循环过程示意图

Fig.2 Schematic show of the thermal cycles

2 结果与分析

2.1 热疲劳裂纹生长行为

表 1 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the tested superalloys (wt%)

Alloy	Al	Ti	W	Mo	Co	Ta	Cr	Nb	Re	C	Hf	Ni
DD32	6.0	-	9.0	1.0	9.0	3.9	5.0	1.5	4.2	-	-	Bal.
SRR99	5.5	2.2	9.5	-	5.0	2.8	8.5	-	-	0.015	-	Bal.
Mar-M002	5.5	1.5	10	-	10.0	2.5	9.0	-	-	0.15	1.5	Bal.

表 2 3 种合金在不同最高循环温度时的裂纹长度

Table 2 Crack length of the samples tested at three temperature ranges (unit: mm)

Cycling temperature	DD32	SRR99	Mar-M002
900↔15 °C	0.072	0.070	0.075
1000↔15 °C	0.223	0.185	0.222
1100↔15 °C	0.260	0.246	0.235

表 3 裂纹长度达到 0.1 mm 时的热循环次数

Table 3 Number of cycles corresponding to the crack length of 0.1 mm

Cycling temperature	DD32	SRR99	Mar-M002
900↔15°C	95	65	55
1000↔15°C	55	55	45
1100↔15°C	55	45	25

2.2 热疲劳裂纹生长形貌

在热疲劳过程中由于在试样缺口处存在应力集

表 2 和表 3 分别列出了 3 种合金在不同最高循环温度时规定热循环次数的热疲劳裂纹长度和规定裂纹长度时对应的热循环次数。由表 2 可以看出，随着热循环最高温度的上升，3 种不同合金的热疲劳裂纹长度在给定循环次数下都显著增加，而在一定的热循环温度下，DD32 合金的裂纹长度最短，SRR99 合金次之，Mar-M002 合金的裂纹长度最长。如表 3 所示，当裂纹长度达到 0.1 mm 时，DD32 合金所需的循环次数最长，Mar-M002 合金的最短。这说明单晶高温合金的热疲劳抗性要优于定向多晶合金。一般来说热疲劳裂纹比较容易在晶界上萌生和沿晶界进行扩展^[9]，而在单晶高温合金中由于消除了晶界，并且碳化物和共晶数量也少于多晶合金，组织更加均匀，因此热疲劳抗性得到提高。图 3 为在不同循环温度下，3 种合金的热疲劳裂纹扩展曲线。可以看出，单晶高温合金的热疲劳抗性要优于定向合金。而 DD32 合金的热疲劳性能又好于 SRR99 合金。这是由于在 DD32 合金中添加了合金元素 Re，研究表明^[10]元素 Re 可以提高 γ' 相的粗化激活能，阻碍 γ' 相的长大，从而提高了高温下合金的组织稳定性。

中，并且随着热应变的不断积累，热疲劳裂纹的萌生优先发生在缺口的尖端部位。如图 4 所示，一般在缺口处有多个小裂纹萌生。而在随后的试验过程中，只有 1 个或 2 个小裂纹能够继续扩展，裂纹的扩展形貌如图 5 所示。这是由于主裂纹的形成在一定程度上缓解了小裂纹尖端的局部应力集中，从而使其余的小裂纹减慢或停止生长。

光学显微镜观察表明，热疲劳裂纹在不同的合金中的扩展方式有着明显的差异。在单晶高温合金中，主裂纹倾向于沿一定的晶体学方向进行扩展，如图 5a

所示。一般来说, 裂纹的生长方向与枝晶取向成 45° 。这是因为在镍基合金具有面心立方结构, $[011](111)$ 为易滑移系之一, 在本试验中, 如果把缺口看成预裂纹, 那么热疲劳裂纹的 2 个传播方向 $\langle 110 \rangle$ 正是最大切应力方向。可见在这一方向, 因应力较大, 使疲劳裂纹容易在这 2 个方向扩展^[11]。由图 5a 还可以看出, 当裂纹生长路径经过枝晶间区域时, 裂纹宽度会增加。裂纹在 Mar-M002 合金中的扩展形貌如图 5b 所示, 裂纹基本沿枝晶间区域扩展。

图 6 为裂纹在 DD32 合金中沿共晶扩展时的形貌。可见, 裂纹的生长方向与共晶的取向一致。这说明枝

晶间区域的组织较为粗大, 沉淀相与基体的结合力比较薄弱, 引起开裂所需的临界应力较小, 因此裂纹更容易在这些区域进行扩展, 而裂纹在多晶合金中的生长也验证了这一点。如图 7 所示, 裂纹在 Mar-M002 合金中的扩展方式发生了改变, 可以看出, 裂纹主要沿枝晶间的共晶和碳化物扩展。在 Mar-M002 合金中分布着大量的碳化物, 由于碳化物和基体的热膨胀系数不同, 因而在热循环过程中就会在两相的界面产生热应力, 随着应力集中的不断加大, 很容易引起碳化物和基体界面的开裂。而有研究也表明了热疲劳裂纹在多晶合金中具有这种趋势^[7]。

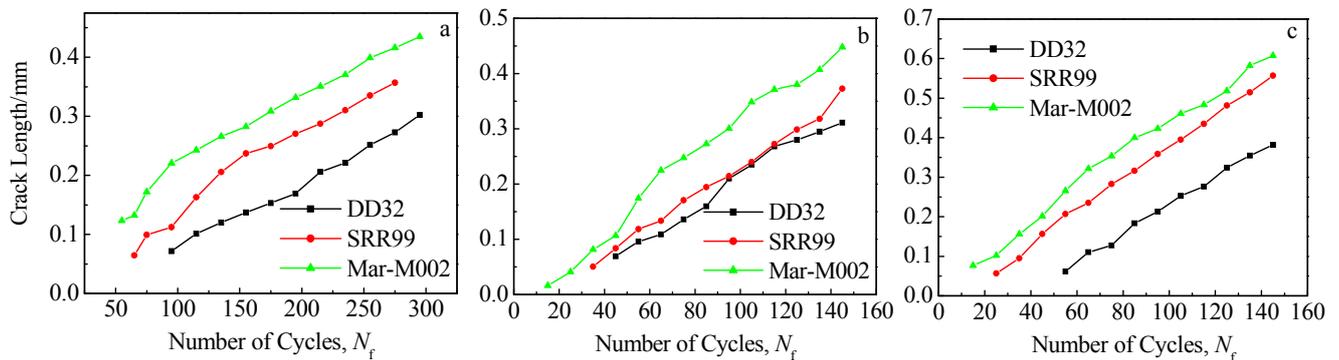


图 3 不同循环温度下不同合金的热疲劳裂纹扩展曲线

Fig.3 Crack growth curves for different alloys tested at different thermal cycles of (a) $900 \leftrightarrow 15^\circ\text{C}$, (b) $1000 \leftrightarrow 15^\circ\text{C}$ and (c) $1100 \leftrightarrow 15^\circ\text{C}$

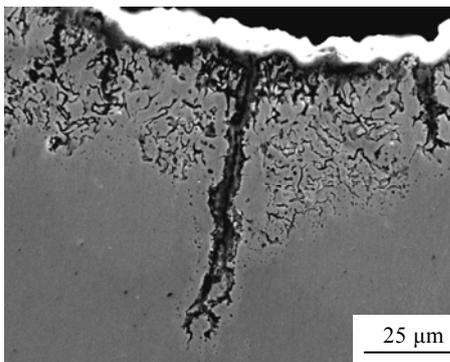


图 4 多个小裂纹在 SRR99 合金中沿缺口萌生

Fig.4 Multiple small cracks initiated at the notch tip region (SRR99 alloy)

3 讨论

热疲劳损伤是一个非常复杂的过程, 其中既包括材料本身组织的演变, 又有试验条件的影响。从材料的原始组织来说, 单晶高温合金相对于多晶合金由于

具有更均匀的组织, 并且去除了晶界的不利影响, 从而使得高温强度得到了很大的提高, 本研究结果也表明 SRR99 和 DD32 单晶合金的热疲劳性能要好于 Mar-M002 多晶定向合金。另一方面裂纹在不同组织中的扩展方式也在一定程度上决定了材料的热疲劳抗性。在多晶定向合金中裂纹很容易沿骨架状碳化物扩展, 而在单晶合金中裂纹则主要沿一定的晶体学取向生长。

试验的上限温度也会对裂纹的生长产生很大的影响, 在下限温度不变的情况下, 随着上限温度的提高, 在试样内部的热应力也会增大, 当热应力超过材料高温下的弹性极限时就会发生局部的塑性变形, 经过一定的循环次数后就会形成小裂纹。因此热疲劳损伤也可以看作是塑性变形累积的结果。热循环上限温度的提高使得材料自身的强度也会发生变化, 研究表明 SRR99 合金的静态抗拉伸强度在高于 900°C 时随着温度的升高而大幅度降低^[11], 这一般与合金的组织稳定性有关, 而在热循环试验中, 合金自身强度的降低不可避免的会降低材料的热疲

劳抗性。另外，由高温引起的氧化也是造成热疲劳损伤的重要因素，一方面高温氧化会使基体中的化学元素如 Al、Ti 和 Cr 不断消耗，使合金的强度降低^[12]；另一方面，由于氧化会在试样表面形成氧化膜，由于热膨胀系数的不同，热应力会使这些氧化膜在试验过程中脱落，从而引起新一轮的氧化。因此，随着热循环上限温度的提高，不但裂纹萌生循环次数减少，并且裂纹的扩展速率也会加快。

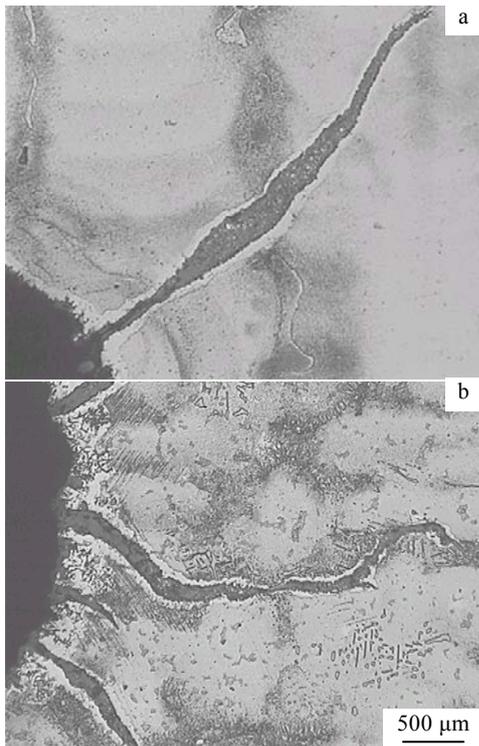


图 5 在 900↔15 °C 循环过程中的热疲劳裂纹的扩展形貌
Fig.5 Crack propagation at the thermal cycles of 900↔15 °C:
(a) SRR99 alloy and (b) Mar-M002 alloy

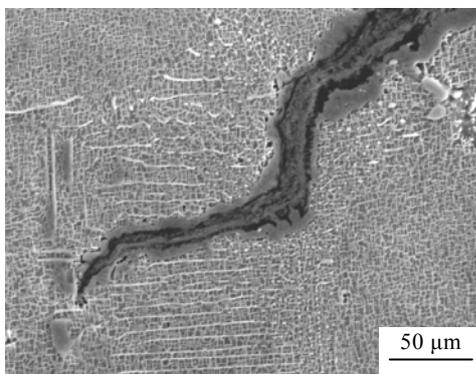


图 6 裂纹在 DD32 合金中穿过共晶区的扩展形貌
Fig.6 Microscopy of crack propagation through the eutectic zone in DD32 alloy

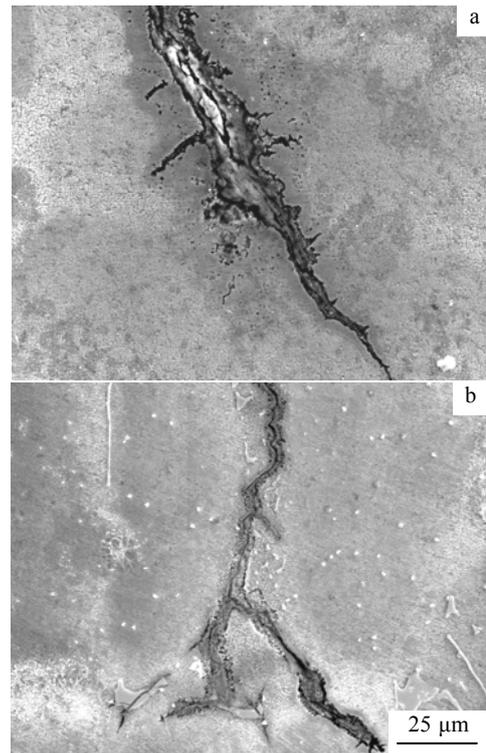


图 7 在不同合金中裂纹扩展过程的 SEM 形貌照片
Fig.7 Crack growth mechanism for (a) SRR99 alloy and (b) Mar-M002 alloy

4 结 论

1) 在不同的热循环试验中，SRR99 和 DD32 单晶高温合金的热疲劳性能要优于 Mar-M002 多晶定向高温合金。

2) 在下限温度不变的情况下，随着上限温度的提高，3 种合金的裂纹萌生寿命都缩短，裂纹扩展速率也会增加。由于应力集中，裂纹萌生首先发生在试样的缺口处，并且一般观察到多个小裂纹形成，经过一定循环次数后，只有一到两条小裂纹能够扩展成为主裂纹。

3) 热疲劳裂纹在不同的合金中有不同的扩展方式，在单晶合金中裂纹的扩展方向与枝晶生长方向成 45° 角，而在 Mar-M002 多晶定向合金中，裂纹主要沿着枝晶间区域的共晶和碳化物扩展。

参考文献 References

[1] He Jirui(何晋瑞). *High Fatigue of Metal* (金属高温疲劳)[M]. Beijing: Science Press, 1988: 208
[2] Yang Yike(杨宜科), Wu Tianlu(吴天禄), Zhu Jingpeng(朱景鹏). *High Strength and Experiment of Metal* (金属高温强度及试

- 验)[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1986: 275
- [3] Coney M H. *High Temperature Technol*[J], 1980, 8(2): 115
- [4] Bethge K, Munz D, Neumann J. *High Temperature Technology*[J], 1990, 8(2): 98
- [5] Glenny E, Taylor T A. *J Inst Met*[J], 1959, 60(88): 449
- [6] Rezai-Aria F, Francois M, Remy L. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*[J], 1988, 11: 277
- [7] Woodford D A, Mowbray D F. *Mater Sci Eng* [J], 1974, 16: 5
- [8] Yang J X, Zheng Q, Sun X F *et al. Rare Met*[J], 2006, 25(3): 202
- [9] Yu Jinjiang(于金江), Sun Xiaofeng(孙晓峰), Hou Guichen(侯贵臣)*et al. Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报) [J], 2003, 15(7): 79
- [10] Ma Shuwei, Li Jiarong, Zeng Qiang *et al. J Aero Mater*[J], 2000, 20 (3): 11
- [11] Zhang Jinghua(张静华), Tang Yajun(唐亚俊), Yu Yang(于洋) *et al. Acta Metallurgical Sinica*(金属学报)[J], 1998, 24(4)A: 254
- [12] Scheunemann-Frerker G, Gabrisch H, Feller-Kniepneier M. *Phil Mag A*[J], 1992, 65(6): 1353

Thermal Fatigue Behavior of Single-Crystal Superalloy

Liu Yuan^{1,2}, Yu Jinjiang¹, Xu Yan¹, Sun Xiaofeng¹

(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. Graduate School of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100039, China)

Abstract: The effects of cycle temperatures on the thermal fatigue crack growth of three kinds of superalloys were investigated. The experimental results show that the crack growth rate increases with the rise of cycle temperature. Optical Microscopy (OM) and Scanning electron microscopy (SEM) observations reveal that multiple small cracks primarily initiated at the notch tip in any temperature range. Subsequently, only one or two small cracks can continue to grow, and finally form the main cracks. The crack growth behavior varies distinctly for different alloys. In general, thermal fatigue cracks propagate along a preferential direction with the dendrite growth direction in single crystal superalloy, but along the interdendritic region for the Mar-M002 alloy.

Key words: single-crystal superalloy; thermal fatigue; crack initiation and propagation

Biography: Liu Yuan, Candidate for Ph.D, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P.R. China, Tel: 0086-24-23971083, E-mail: yuanliu@imr.ac.cn