

# K3合金的热疲劳性能研究

上海交通大学  
六二一所

朱景鹏 姚德良  
李其娟 穆寿昌\*

K3高强度镍基铸造高温合金已成功地作为许多机种上的叶片材料,近年来采用了定向凝固工艺,大大提高了叶片的使用寿命,使其获得更广泛的应用。

作为航空发动机的高温材料,叶片的热疲劳是一个重要问题,因为叶片在工作时经受着温度的急剧变化,致使叶片在横截面上的膨胀

和收缩不均匀,产生瞬时应力与应变循环。这种瞬时的反复过程可以产生热疲劳裂纹,以致发生严重的事故,所以必须认真对待(见图1)。

本文对不同状态的K3合金热疲劳性能进行一些初步探讨,以期进一步提高K3合金叶片的使用寿命。

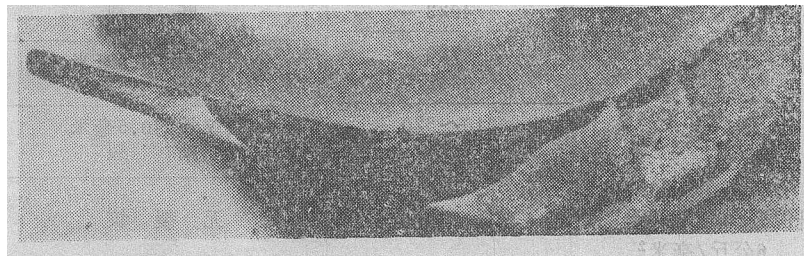


图1 由疲劳热裂引起断裂的叶片

## 一、试验条件

普通铸造在真空感应炉中进行,直接浇铸成型的冷热疲劳试样,定向凝固采用“功率降低法”浇成定向试块,再加工成图2所示尺寸;

K3合金化学成分如下(重量%):

C:0.09 Cr:10.92 Co:4.91 W:5.11  
Mo: 4.27 Al: 5.50 Ti: 2.58 B: 0.05  
Zr:0.099 Ce: 0.01~0.03 Ni:基

冷热疲劳试验是在国产的冷热疲劳试验机上进行,用大电流直接加热,压缩空气冷却,压力约为6公斤/厘米<sup>2</sup>。

裂纹长度是在一定的循环次数后,先用带有刻度目镜放大30倍的读数显微镜测量,试样卸下后,经金相抛光,再在MIM-7型显微镜上精确测量。

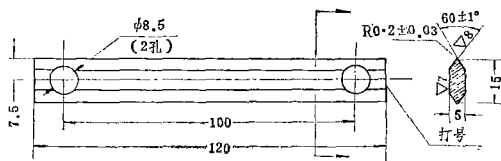


图2 冷热疲劳试样

用光学显微镜及电子显微镜H700作显微组织分析。1:1的H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>和HCl混合液显示宏观粒晶;1:2:3的氢氟酸,硝酸,甘油试剂显示枝晶组织和一般显微组织。透射电镜所用薄膜是由电火花从离裂纹尽可能近的地方切取的,约0.2~0.3毫米厚,然后机械抛光到0.05毫米左右,再在双喷装置上进行减薄,溶液成分为10%过氯酸,90%无水乙醇,电压约40伏左右,温度负20℃。

\* 对六二一所五室、上海钢铁研究所电镜室以及蒋学渊、朱永保同志的热情协助表示深切感谢。

## 二、试验结果和讨论

### 1. 热疲劳性能和力学性能 (见表1、2)

从表1可知定向凝固K3的热疲劳性能最好, 固溶处理的最差, 仅为铸态寿命的1/3左右, 为Al-Si涂层的1/5左右。

定向凝固叶片的热疲劳性能比普通铸造的

成倍提高, 因为它消除了垂直于应力的横向晶界, 故能有力地阻止裂纹的产生和扩展。

从定向凝固和常规铸造的M-M200合金热疲劳数据也可知, 定向凝固在1230℃进行1400次循环未曾发生破坏, 而常规铸造在1100℃约进行600次循环后就破坏了, 这也同样说明定向凝固的优点, 与我们的试验是一致的, 与K5、K17、K19的结果也相符。

表1 热疲劳性能

状 态	试 验 条 件	循 环 次 数	试 验 结 果
铸 态	950℃ $\rightleftharpoons$ 室温 6公斤/毫米 <sup>2</sup>	750~1000 3984	裂纹长约0.5毫米 断 裂
铸 态 表面细化		1210~1275 4372	裂纹长约0.5毫米 断 裂
铸 态 渗 Al-Cr		300 4023	裂纹长约0.5毫米 断 裂
铸 态 渗 Al-Si		720 6332	裂纹长约0.5毫米 断 裂
固 溶 处 理 1210℃/4小时空冷		610~820 1280	裂纹长约0.5毫米 断 裂
定 向 凝 固	在以上条件6000次 后升温到1000℃ $\rightleftharpoons$ 室温 6公斤/毫米 <sup>2</sup>	再循环1000次	无 裂 纹

表2 各种状态下持久、瞬时性能比较

状 态	代 号	持 久					瞬 时			
		°C	$\sigma$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\tau$ 时: 分	$\delta$ %	$\psi$ %	°C	$\sigma_b$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\delta$ %	$\psi$ %
铸 态	A	975	20	64:30 59:30 52:20	—	—	800	91.7	7.38	19.9
		1000	15	92:30	12.8	29.3				
固 溶 1210℃/4小时空冷	B	975	20	72:25	3.28	2.3	800	97.7	1.94	6.3
铸 态 渗 Al-Cr	C	975	20	41:15	5.25	11.5	800	85.7	5.62	18.66~18.7
铸 态 渗 Al-Si	D	975	20	41:35	4	13.4	800	92.0	9.37	18.98~19.0
定 向 凝 固 1210℃/4小时空冷 +870℃/32小时空冷	E	975	20	213:10	11.6	42.3	800	115.1	8	11

根据Manson—Coffin提出的公式来估计热疲劳寿命,  $\Delta\epsilon_p \cdot N^\alpha = C$

式中 $\Delta\epsilon_p$ —塑性应变范围

N—疲劳寿命

$\alpha$ 、C—与材料有关的常数,

一般 $\alpha=0.5$

$$C = \frac{1}{2} \epsilon_f = \frac{1}{2} \ln \left( \frac{1}{1-\psi} \right)$$

$\epsilon_f$ —破断延伸率

$\psi$ —断面收缩率

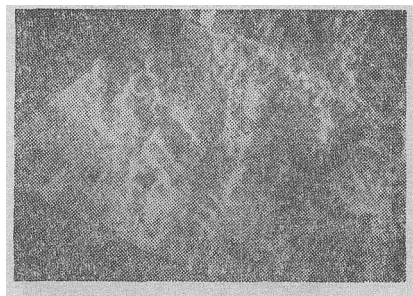
由此可知,  $\psi$ 与热疲劳寿命有着重要的关系, 因为 $\psi$ 表示材料在高应变集中下的塑性行为,  $\psi$ 提高, 热疲劳寿命高。用这个关系式来解释我们的试验结果也是符合的, 由表2的瞬时性能、持久断面收缩率 $\psi$ 可知, 固溶处理的K3合金在强度方面略高于铸态及涂层的, 但是塑性方面却仅为它们的1/3, 所以热疲劳寿命也就差多了。定向凝固的持久塑性很好, 但其瞬时塑性并不太好, 这尚待进一步研究。

Al-Si二元涂层在燃气介质中有很好的保护作用, 能形成复杂氧化膜, 提高热疲劳稳定性, 特别能提高在S介质中的稳定性, Al-Cr二元涂层同样也能提高热疲劳稳定性。在我们的试验中, Al-Si涂层起了较好的作用, 使寿命提高1/2。但Al-Cr涂层似乎未起作用, 这可能与涂层和基体未能结合得很好有关, 因为在试验过程中观察到当循环达300次左右就出现很细的裂纹, 表面涂层开裂了, 后来裂纹扩展仍很慢, 因为基体还是很好的, 所以其寿命仍与铸态未涂层差不多。

## 2. 金相分析

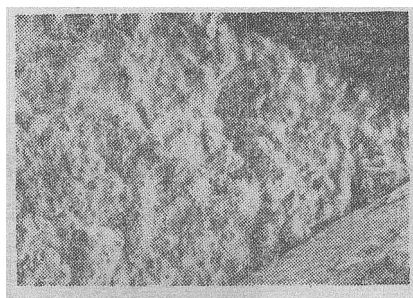
对几种状态K3合金的热疲劳断口观察说明, 热疲劳断口均垂直于主应力方向, 宏观上均可粗略地分成二个区域, 即热疲劳裂纹扩展区和瞬时破断区, 但因断口均存在着不同程度的氧化, 较难观察, 只有在合金热疲劳试样的裂纹扩展区上有涂层保护时, 尚可看到热疲劳裂纹扩展的弧线(见图3、4)。热疲劳裂纹的扩展方式取决于试验温度、载荷、循环的形式

及在上限温度的保持时间, 其裂纹扩展可以是穿晶的、沿晶的、也可以是混合型的, 先沿晶萌生, 再穿晶扩展。我们对几种状态的热疲劳试样金相观察可知, 在 $950^\circ\text{C} \rightleftharpoons$ 室温情况下, 裂纹的产生和扩展基本上是穿晶的, 也有些裂纹是晶间萌生, 然后穿晶发展, 而在 $1000^\circ\text{C}$ 以上时, 是沿晶断裂的(见图5、6、7)。



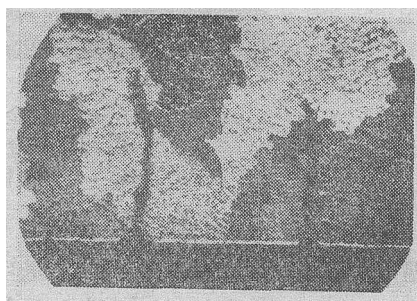
×35

图3 K3合金Al-Si涂层试样热疲劳断口  
 $950^\circ\text{C} \rightleftharpoons$ 室温 6公斤/毫米<sup>2</sup> N=6332次



×35

图4 K3合金热疲劳试样断口 铸态  
 $950^\circ\text{C} \rightleftharpoons$ 室温 6公斤/毫米<sup>2</sup> N=3994次



×26.5

图5 K3合金

$950^\circ\text{C} \rightleftharpoons$ 室温 6公斤/毫米<sup>2</sup>  
N=4372次

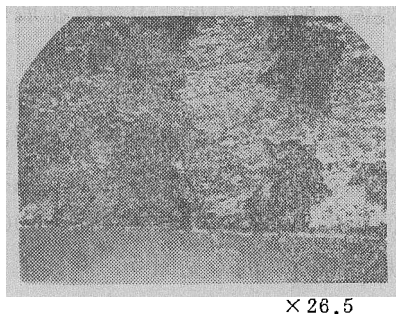


图 6 K3合金固溶处理  
950°C $\rightleftharpoons$ 室温 6公斤/毫米<sup>2</sup>  
N=1280次

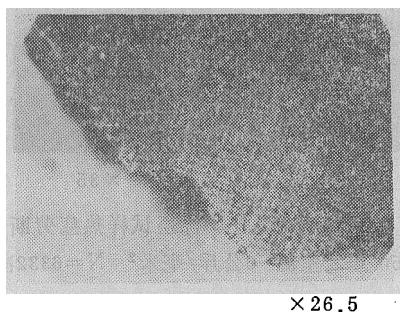


图 7 K3合金铸态  
1150°C $\rightleftharpoons$ 室温 6公斤/毫米<sup>2</sup>  
N=337次

由金相观察表明, 普通铸造试样的裂纹易于沿枝晶及晶界扩展, 而定向凝固铸造试样由

于晶界平行于受力方向, 所以裂纹主要沿着横向的枝晶扩展, 另外在有疏松及碳化物的地方, 裂纹也易于扩展。在普通铸造及定向凝固试样的裂纹周围都看到有一个贫化区, 在那里没有 $\gamma'$ 相, 像一条白色光亮的带。

Р. А. Дульнев等曾对ЖС-6K合金在900°C $\rightleftharpoons$ 100°C的热疲劳性能进行研究, 发现在900°C保温10分42秒是沿晶断裂, 保温1分30秒是沿晶穿晶的混合断裂, 没有保温的是穿晶断裂, 裂纹方向垂直于应力方向。在我们的试验中, 在950°C时, 仅保温2秒钟, 所以基本上也是穿晶断裂, 裂纹方向也垂直于应力方向, 与该文结果一致。

对不同状态的K3合金 $\gamma'$ 相观察表明, 在初始状态它们的 $\gamma'$ 相都呈较规则的立方形状, 沿晶粒均匀分布(图8A)。在交变温度作用下,  $\gamma'$ 相的立方形态被破坏, 产生聚集并沿着一定的结晶学方向长大, 而且其体积百分数减少, 以铸态为例, 初始 $\gamma'$ 量约60.4%, 在1000°C $\rightleftharpoons$ 室温, 3000次循环后,  $\gamma'$ 的体积百分数降到47.5%(见图8B); 以定向K3为例, 初始时 $\gamma'$ 含量为62.7%, 在3000次循环后降为54.7%(图8C)。

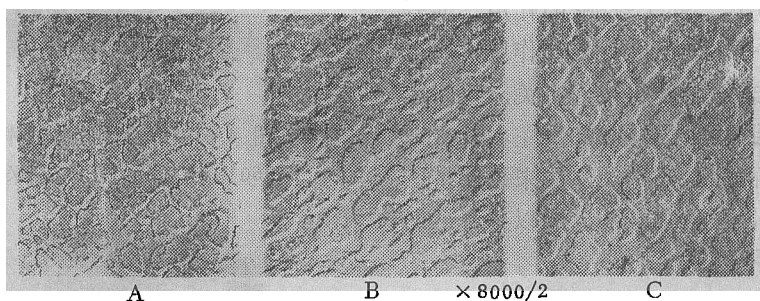


图 8 A—K3合金的原始状态  
B—K3合金铸态 1000°C $\rightleftharpoons$ 室温 8公斤/毫米<sup>2</sup> N=3000次  
C—定向凝固K3合金 1000°C $\rightleftharpoons$ 室温 8公斤/毫米<sup>2</sup> N=7500次

В. И. Просви́рин对ЖС-6K在1050°C $\rightleftharpoons$ 850°C温度循环作用下的研究中也观察到 $\gamma'$ 的聚集长大以及 $\gamma'$ 量减少。如经过500个加热循环周次后从初始的 $\gamma'$ 含量为59%降到30.6%, 比我们观察到的结果降低得更多, 其原因很可能是上、下限温度均比我们选用的高的缘故,

用透射电镜观察位错结构表明, 在K3合金原始状态时,  $\gamma'$ 形状较规则, 也未观察到明显的位错(见图9所示)。在交变温度作用下, 产生大量的位错, 如K3铸态, 在950°C $\rightleftharpoons$ 室温及6公斤/毫米<sup>2</sup>的应力作用下, 经过4372循环后, 在 $\gamma$ - $\gamma'$ 的界面上及基体内产生大量的位

错网络(图10、11), 在 $\gamma'$ 内也见到切入其内部的位错, 另外还看到有 $M_6C$ 颗粒状的碳化物析出; 又如定向凝固K3合金, 在 $1000^{\circ}\text{C} \rightleftharpoons$ 室温, 8公斤/毫米<sup>2</sup>应力作用下, 经受7500次循环后也观察到在 $\gamma$ - $\gamma'$ 界面上所形成的位错网络以及析出的碳化物(见图12), 但未曾发现位错环。



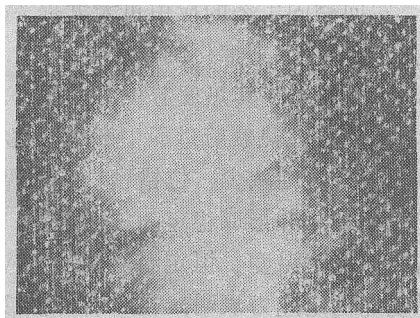
×30000

图9 K3合金原始状态,  
 $\gamma'$ 的形态较规则



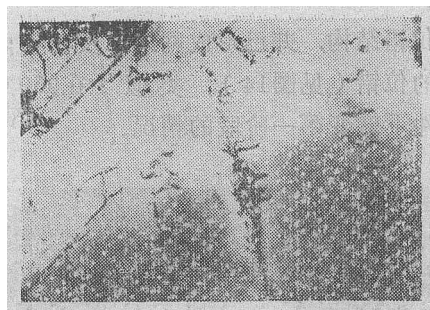
×30000

a 铸态K3合金在 $950^{\circ}\text{C} \rightleftharpoons$ 室温,  
6公斤/毫米<sup>2</sup>条件下经过4372次  
循环组织



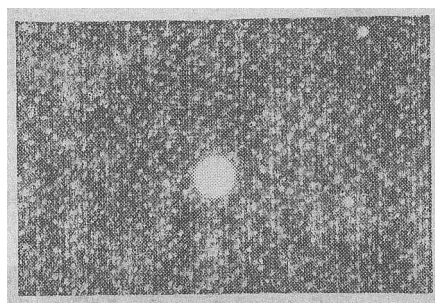
b 为10a的双束条件

图10



×30000

a 同10a,但可见到切入 $\gamma'$ 内的位错



b 11a的双束条件

图11

Ю.Г.Берсегер等曾对铸造镍基合金BЖЛ-12y的热疲劳性能进行研究, 也观察到 $\gamma'$ 的聚集和长大。位错密度的增加, 以及形成的位错网络, 我们认为位错重新分布, 形成稳定的多边网络结构, 从热力学能量角度来看是有利的, 在我们的试验中也看到产生的大量位错以及随后形成稳定位错网络。

为了进一步探讨在热疲劳过程中 $\gamma'$ 的形态及位错的分布情况, 比较了三种状态, (1)单是温度的作用, 即把合金在 $950^{\circ}\text{C}$ , 曝晒2小时25分, 相当于 $N=4372$ 次的时间; (2)温度和应力同时作用, 即K3合金在 $950^{\circ}\text{C}$ 、6公斤/毫米<sup>2</sup>, 经过2小时25分的试验情况; (3)交变温度及应力的作用, 即K3合金在 $950^{\circ}\text{C} \rightleftharpoons$ 室温、6公斤/毫米<sup>2</sup>条件下的试验结果。

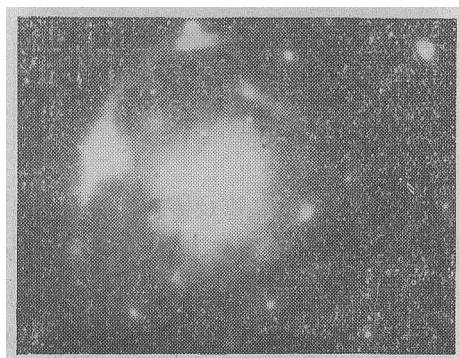
在 $950^{\circ}\text{C}$ 曝晒后的试验中, 看到 $\gamma'$ 有聚集及长大, 但是 $\gamma'$ 间的基体上未见有位错结构(见图13)。在 $950^{\circ}\text{C}$ 、6公斤/毫米<sup>2</sup>应力作用下的试样中, 则除了 $\gamma'$ 的聚集和长大外, 还看

到了位错结构, 并已形成网络以及在 $\gamma'$ 内也有少量的位错(见图14), 类似于在950°C低应力条件下蠕变第一阶段的情况。



×36000

a 定向凝固K3合金在1000°C $\rightleftharpoons$ 室温、8公斤/毫米<sup>2</sup>条件下, 7500次循环的组织



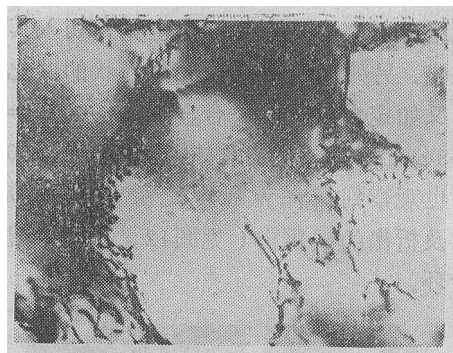
b 为12a的双束条件

图 12



×30000

图 13 铸态K3合金经950°C曝晒2小时25分钟后的组织



×30000

图 14 铸态K3在950°C 6公斤/毫米<sup>2</sup>下经2小时25分钟后的组织

图13、14与第三种情况的图10、11、12相比, 在 $\gamma'$ 内没有这么多的位错, 在基体上也没有这么多的位错网络。从这三种情况相比, 可清楚地看见在热疲劳条件下, 除了一般的温度、应力作用外, 还增加了一个热应力起热激活的作用, 因有一个补充能量, 所以使材料位错密度增加最快, 容易导致破坏, 并使热疲劳的寿命比一般估计的低得多, 故不能仅以持久强度来考核, 必须考虑到这热疲劳的破坏, 它是加速失效的原因, 从而提出改进措施, 以提高材料的使用寿命。

### 三、结 论

1. 普通铸造, 铸态使用时的热疲劳性能比固溶处理好, 加上Al-Si涂层, 则性能更好。
2. 定向凝固工艺的应用可大大提高热疲劳强度, 是值得大力推广的新工艺。
3. 塑性值高, 其热疲劳抗力也高。
4.  $\gamma'$ 质点在热疲劳过程中产生聚集长大, 而其体积百分数则减少。位错密度随着循环次数增加而增加, 并形成稳定的位错网络。比较三种情况: 恒定温度、恒定温度加恒定应力和交变温度加恒定应力表明, 在后者即热疲劳情况下, 位错密度增加最快,  $\gamma'$ 长大得快, 所以材料易于弱化及导致破坏。