一种镍基铸造高温合金的断裂观察

谢季佳● 洪友士

(中国科学院力学所 LNM 北京 100080)

张永跃 范 强

(首钢冶金研究院高温、耐蚀合金研究室 北京 100085)

摘 要 本文针对一种镍基铸造高温合金板状样品的 600℃单轴拉伸过程进行了观察。实验观察到材料的破坏首先从晶界的碳化物或碳化物与基体的界面处萌生,随着应变的增加表现为裂纹数密度的增加而裂纹基本不发生扩展,直到微裂纹数密度饱和后最终裂纹汇合而整体断裂。

关键词 镍基铸造高温合金 碳化物 裂纹 损伤

1 前言

K3Q是一种镍基铸造高温合金,具有较高的热强度和热稳定性,主要被用于制造涡轮机叶片等高温部件。其主要成分见表 1^[1]。

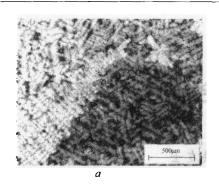
——— 元 素	С	Cr	Со	Ti	Al	W'	Мо	В
实验材料	0.15	11.19	5.36	2.68	5.65	5.2	4.24	0.014
标准值	0.11 ~ 0.18	10 ~ 12	4.5~6.0	2.3~2.9	5.3~5.9	4.8~5.5	3.8~4.5	0.01 ~ 0.03

表 1 K3O 成分表(质量分数 w/%)

K3Q 的使用状态是铸态,主要的组织形态是粗大的树枝晶,晶内是 γ '增强的基本 γ 相,枝晶间隙和晶界存在 MC 型碳化物和(γ ' + γ)共晶,通常组织中还存在疏松等铸造缺陷^[2]。 见图 1。

对圆棒状样品的断口和剖面金相观察,表明 MC 碳化物对断裂有较大影响。为了获得 对材料拉伸破坏过程的清晰认识,理解各相在断裂过程中所起的作用,本文采用平板样品进

[●] 谢季佳:男,1973 年生,博士生;主要从事材料力学性能的研究与测试。通信地址:北京市海淀区中关村路 15 号非线性力学国家重点实验室(LNM),邮编:100080。E-mail;Xiejj@lnm.imech.ac.cn



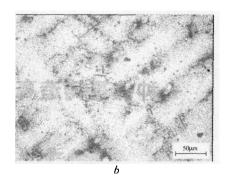
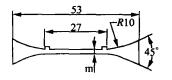


图 1 K3Q 的显微组织 a- 铸造枝晶组织; b- 枝晶间碳化物和 $(\gamma'+\gamma)$ 共晶

行了600℃下单轴拉伸实验并对过程进行观察记录。

2 实验方法

实验样品见图 2,试样厚度约为 1.8mm。样品表面预先抛光,在 600℃下做单轴拉伸实验,控制应变到一定值时卸载、降温,而后取下样品观察样品表面并拍照。如此重复多次直到样品断裂。



实验机为 MTS810,加载速率为 0.125mm/min。实验参考 GB4338—84^[3]。

图 2 试样形状与尺寸

3 实验结果

实验结果如下:

(1)实验的名义应力应变曲线如图 3 所示。对实验的应力应变曲线进行数据拟合,获得各次停机观察时试样的模量值见表 2。

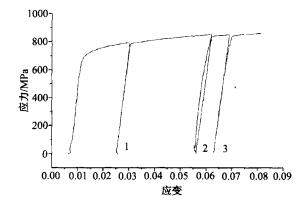


图 3 试样 600℃单轴拉伸应力应变

表 2	试样模量变化表	
20 Z		

阶 段	初始弹性段	第一次停机	第二次停机	第三次停机
E/GPa	190	150	140	138

- (2)第一次停机后可以观察到晶内出现了均匀分布的滑移带,枝晶间隙没有对其构成障碍,不同晶粒滑移带取向不同,在部分晶界存在着变形的集中;见图 4。
- (3)第一次停机后,在试样局部(主要在晶界区域)观察到起源于碳化物处的损伤,形式为碳化物解理或沿碳化物与基体的界面开裂,裂纹长度与碳化物尺寸相同,裂纹的取向基本垂直于拉伸轴的方向,长条状且取向基本垂直于拉伸轴的方向分布的碳化物较易于开裂,见图 5。

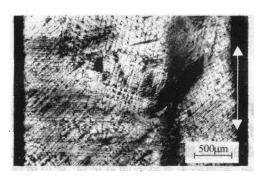


图 4 部分晶界处变形集中

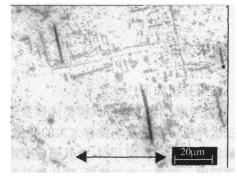


图 5 不同取向的碳化物的破坏

- (4)随着应变的增加,至第二次停机时,损伤表现为裂纹数量的增加,不仅在晶界而且在晶粒内部枝晶间隙的碳化物也发生了破坏。裂纹张开量的增加,裂纹尖端出现分叉的滑移带,而裂纹长度基本没有扩展。见图 6。
- (5)第三次停机后,观察到局部晶界裂纹汇合,晶内也有剪切汇合的趋势。见图 7。
- (6)在样品标距段存在一初始铸造缺陷,由 大量(γ'+γ)共晶组成并伴随一孔洞(经测量, 该孔洞长约 250μm),虽然附近区域变形较集 中,但最终破坏并没有发生在该处,见图 8。

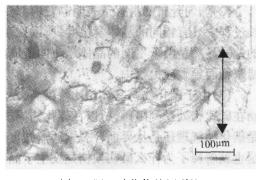
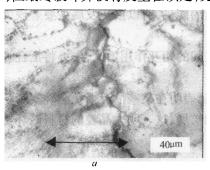


图 6 源于碳化物的短裂纹



100µm

图 7 裂纹的汇合 a—晶界处裂纹汇合; b—晶内裂纹的剪切汇合

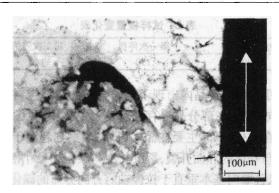


图 8 试样中的初始铸造缺陷

4 结果分析

结果分析如下:

- (1)考虑拉伸过程中试样整体模量的变化,可见在第一次停机前,模量的变化量最大,而 第二次停机后模量基本没有太大的变化。结合对损伤现象的观察,可以认为损伤初期碳化 物解理和碳化物界面开裂,及其随应变增加而引起的裂纹数密度的增加是导致模量变化的 主要原因。到第二次停机后,碳化物开裂基本饱和,而裂纹本身没有明显扩展,所以模量的 变化量减小。
- (2)均匀分布的滑移带表明晶粒内部变形是均匀的。由于同一晶粒内枝晶臂在铸造生长过程中具有相同的晶体学位向,所以在变形过程中枝晶无法阻碍位错的运动。不同晶粒的差异显然是由于不同的晶体学位向造成的,在那些施密特因子相差较大的晶界会由于位错塞积而导致应力集中。
- (3)由于碳化物与基体相比硬度高,模量相差大,不存在确定的晶体学关系,使得位错运动在碳化物处受到阻碍,所以在碳化物周围存在着应力集中,因此破坏将由此萌生。但具体是碳化物解理还是从界面开裂则还需做更精细的分析。由于晶界处本身存在应力的集中,这也就解释了为什么最初损伤是发生于晶界附近的碳化物处。显然长条状且取向垂直于拉伸轴的方向的碳化物开裂后将产生一个较大的取向垂直于拉伸轴的裂纹,这增加了材料破坏的速度,因此在材料生产中应尽力避免这种形态和取向的碳化物的出现。
- (4)碳化物处应力集中使得裂纹易于发生,而一旦裂纹形成,该处的应力集中完全松弛, 降低了裂纹扩展的驱动力,而韧性基体的撕裂要求更大的能量,所以损伤发展主要表现为裂 纹数密度的增加而不是裂纹的扩展。
- (5)随应变的增加,当短裂纹数密度饱和后,裂纹之间的相互作用增大,最终将汇合直至最终完全断裂。
- (6)对圆棒状试样的断口分析曾观察到孔洞的存在,表明在某些情况下孔洞确实影响断裂,而在该试样中这样一个大的孔洞却没有发生裂纹的扩展,这表明大晶粒的材料破坏更多地受到局域微结构的影响。

5 结论

通过上述实验得出下列结论:

- (1)初始裂纹是在晶界应变不协调处的碳化物及碳化物和基体的界面处萌生的;相邻晶粒的晶体学位向关系决定了晶界处的应力分布及应变的协调;
- (2)随应变的增加,损伤的增加表现在(枝晶间和晶界处)碳化物解理或碳化物与基体界面开裂的裂纹数量的增加,而裂纹无明显扩展;
 - (3) 碳化物的形态和取向对损伤有大的影响;
- (4)初始的铸造缺陷并不一定导致最终的破坏,要考虑局域的微结构特征做综合的判断。

参考文献

- 1 工程材料实用手册(第二卷).变形高温合金铸造高温合金.北京:中国标准出版社,1989
- 2 Sims C T 等 赵杰等译, 高温合金 宇航和工业动力用的高温材料. 大连: 大连理工大学出版社, 1992
- 3 GB4338 84 "金属高温拉伸试验方法"