

# GH864 合金热加工过程中组织特征研究

洪成淼<sup>1</sup>, 董建新<sup>1</sup>, 张玉峰<sup>2</sup>, 张麦仓<sup>1</sup>, 郑磊<sup>1</sup>

(1. 北京科技大学, 北京 100083)  
(2. 兰州石油化工公司机械厂, 甘肃 兰州 730060)

**摘要:** 为了观察分析燃气轮机叶片 GH864 合金在热加工过程中组织演化规律, 并进一步进行组织的优化控制, 对取自棒材和成品叶片的热加工态及随后经热处理的样品进行系统的显微组织对比分析。结果表明: 原始棒料晶粒度较均匀, 叶片局部位置存在项链状组织; 叶片晶粒度的不均匀性主要是由于锻造的过程中各部位的应变不同, 因而产生不同的动态再结晶行为; 经过标准热处理后叶片发生了静态再结晶和晶粒长大现象, 晶粒度较为均匀。在叶片的锻造过程中,  $M_{23}C_6$  和部分次生 MC 发生了回溶, 在合金中仅有一些少量的 TiC 存在, 它们主要分布于基体的晶界处; 热处理之后大量的  $M_{23}C_6$  碳化物非连续地沿晶界呈块状析出。

**关键词:** GH864 高温合金; 晶粒度; 碳化物;  $\gamma'$ 相

**中图分类号:** TG132.3\*2

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2009)03-0510-04

GH864 合金是  $\gamma'$ 相沉淀硬化型镍基高温合金, 在 760 °C 以下具有高的拉伸和持久强度, 在 870 °C 以下具有良好的抗氧化性能。该合金的优点是良好的强韧化匹配, 即在高强度的条件下又具有足够的韧性, 是一种重要的涡轮盘和叶片材料<sup>[1]</sup>。近几十年来, 中国已有近百台燃气轮机装备了 GH864 合金的涡轮盘和叶片并经过了运行考验<sup>[2]</sup>。

燃气轮机叶片从轧棒到最终成形要经过多个工序, 各工序间的组织遗传性会造成一旦某个工序操作不当将会直接导致最终产品的不合格。在这样一个复杂的加工过程中, 叶片的最终组织优化控制将与整个热加工过程密切相关。晶粒度和晶界相是衡量燃气轮机叶片性能的重要表象指标<sup>[3-5]</sup>, 也是整个加工过程中组织控制的重点; 晶粒度较为均匀、晶界碳化物相分布合理并且没有包膜现象是理想的组织结构。

为了对生产过程进行跟踪研究, 找到每个环节有可能出现的具体问题, 本实验对轧制棒材和锻造得到的成品叶片进行热加工态和热处理态的晶粒度、晶界和碳化物等进行系统的对比分析, 从而得出 GH864 合金的晶粒度和析出相在整个加工过程中的演化规律, 对于优化工艺控制具有重要的指导意义。

## 1 实验

GH864 合金采用真空感应加真空自耗重熔的双联

工艺冶炼, 合金的化学成分为: Cr 19.78%, Co 13.82%, Mo 4.72%, Ti 3.22%, Al 1.37%, C 0.04%, Fe 0.04%, Zr 0.08%, Ni 余量。钢锭开坯后经多火轧制成棒材, 并采用该棒材模锻成叶片。对棒材和叶片进行如下制度的标准热处理: 1080 °C, 4 h, 空冷 + 845 °C, 24 h, 空冷 + 760 °C, 16 h, 空冷。

分别在轧态棒料、经标准热处理后的棒料及由轧态棒料直接模锻的未经热处理和经标准热处理的叶片上取样, 进行热加工过程中合金的组织特征的研究。采用光学金相显微镜对棒材及叶片不同部位晶粒度进行分析观察。观察晶粒度采用化学侵蚀的方法, 侵蚀剂: 纯 HCl+少量铬酐(其中铬酐主要用作催化剂); 侵蚀时间: 3~5 s。扫描电镜观察主要针对  $\gamma'$ 相和晶界碳化物 MC 和  $M_{23}C_6$ , 用 20%的硫酸甲醇溶液电解抛光, 最后用(150 mLH<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>+10 mLH<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+15 g 铬酐)溶液电解侵蚀(电压 5 V)5 s 左右。

试样在 10%盐酸+甲醇溶液中萃取, 然后将萃取得到的粉末洗涤、过滤、干燥后进行 X 射线衍射分析。

## 2 结果与讨论

### 2.1 GH864 合金的热力学相计算

经热力学平衡相计算, 得出了此成分 GH864 合金各相析出的析出规律, 如图 1 所示。由图可见, 该合金所对应的初熔和终熔温度分别为 1304 °C 和 1356

收稿日期: 2008-03-01

基金项目: 国家自然科学基金(50771011)

作者简介: 洪成淼, 男, 1979 年生, 博士生, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, 电话: 010-62332884, E-mail: peterhong79@yahoo.cn

℃, 凝固范围为 52 ℃。MC 的开始析出温度为 1304 ℃;  $\gamma'$  相的初始析出温度为 1044 ℃;  $M_{23}C_6$  在低于 973 ℃ 时就开始析出。 $\gamma'$  为合金的主要强化相, 在 400 ℃ 的质量分数为 28.3%; 碳化物 MC 和  $M_{23}C_6$  在此温度的质量分数分别为 0.28% 和 0.92%, 所占的比例虽然较小, 但它们多分布于合金的晶界处, 因此对合金的性能有较大的影响。

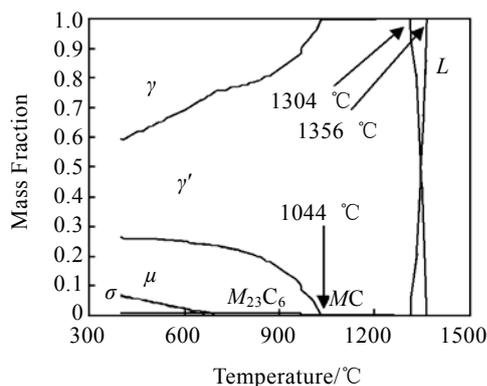


图 1 GH864 合金各相析出量与温度的关系

Fig.1 Calculated results of equilibrium phases and their mass fraction

### 2.2 热加工过程中的晶粒度

图 2a 为 GH864 合金棒材的晶粒度。从图中可以看出晶粒主要由比较均匀的等轴晶组成, 这说明在多个道次的轧制过程中, 合金棒材发生了充分的动态再结晶。图 2b 是经过 1080 ℃ 开锻温度模锻成为叶片后不同部位的晶粒度。从图中可以看出, 在不同的部位处晶粒的大小及均匀度有很大的不同。有些部位处出现了典型的不完全再结晶项链状组织(在较大的原始未再结晶晶粒的周围包围着较细小的再结晶晶粒), 如图 2b 中 i、ii 所示; 而有些部位再结晶较完全, 晶粒度也较为均匀, 如图 2b 中 iv 所示。叶片的组织不均匀性主要是由于叶片的不同部位厚度是不一样的, 也就是由坯料变形为叶片时的变形量是有差别的。变形量是一个重要的热加工参数<sup>[6,7]</sup>, 较大的变形量有利于得到较为充分的再结晶组织。热变形过程中的动态再结晶行为决定了变形后的组织, 因此形变量的差异对最终组织的均匀性也产生了较大影响。如果建立变形量和组织之间的关系, 那么就会对不同部位的叶片进行组织预报, 有关在这方面的工作正在进一步的系统开展。

图 2c 为 GH864 合金棒材经过标准热处理后的金相组织。从图中可以看出晶粒发生了明显的长大现象,

这是由于本试验中所选用 GH864 合金  $\gamma'$  相的析出溶解温度为 1044 ℃, 因此在 1080 ℃ 的固溶温度下  $\gamma'$  相和部分碳化物回溶到基体中, 晶粒失去了晶界中第二相颗粒的钉扎作用而发生长大。叶片经过标准热处理后, 得到了较为均匀的晶粒, 平均晶粒度要比棒料的稍大一些, 如图 2d 所示。

GH864 合金在高温合金中是一种难加工的合金, 热加工温度较窄, 大约在 982~1177 ℃ 的范围内。该合金的加工塑性较差, 在叶片的锻压过程中多采用空气锤, 应变速率通常在  $10\text{ s}^{-1}$  左右, 为了降低合金的流变压力提高可变形能力, 一般选用在  $\gamma'$  的溶解温度以上进行锻造加工。此时  $\gamma'$  充分回溶, 在晶界处只有少量的 MC 存在。热加工所选择的温度对热处理后的组织具有较大的影响。如果采用较高的温度 ( $\geq 1170\text{ }^\circ\text{C}$ ) MC 会溶解于基体, 在随后的空冷及固溶过程中将再次沿晶界析出, 从而降低合金的韧性<sup>[8]</sup>; 另一方面, 由于这部分 MC 对晶界的钉扎作用, 在热加工时未完成再结晶的组织将发生不均匀的静态结晶和晶粒的长大现象, 经过热处理后会得到特别严重的混晶组织。因此叶片热加工过程中晶界碳化物的分布及控制就显得尤为重要。

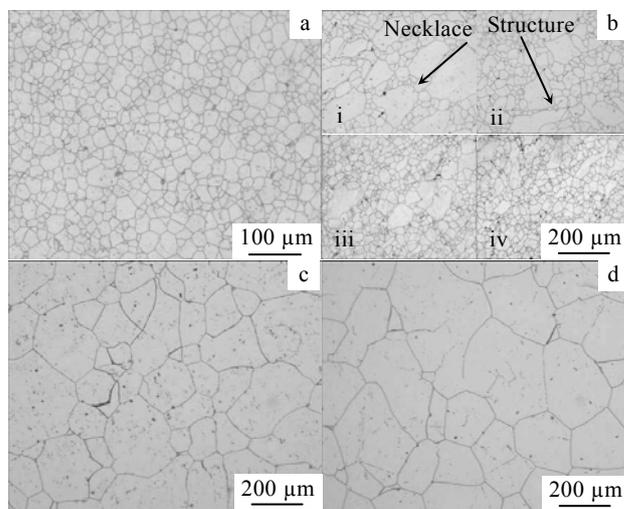


图 2 GH864 合金热变形态和热处理态的金相组织

Fig.2 Metallographs of GH864 alloy after hot deformation and heat treatment: (a) original bar, uniform equiaxed grains, (b) forged blade, in different locations of the blade, un-uniform structures, From i to iv, bigger strain leads to more fully recrystallized structure, (c) original bar + standard heat treatment, and (d) forged blade + standard heat treatment

### 2.3 碳化物和 $\gamma'$ 相的存在形态及其分布

由于碳化物对 GH864 合金晶粒的均匀度具有很大的影响, 因此有必要对加工过程中碳化物的存在形态进行研究。图 3 分别为棒材、叶片以及它们热处理之后的样品经过萃取 X 射线相分析的结果及其析出相的显微形貌和分布。从图 3a~3d 可以看出, 在 GH864 合金中主要存在 TiC 和  $M_{23}C_6$  两种碳化物, 其中  $M$  主要以 Cr(>75at%)、Co 和 Mo(<10at%) 3 种元素为主。合金中 MC 碳化物分初生和次生两种, 初生 MC 碳化物是在凝固过程形成的, 多分布于晶内及晶界处, 平均尺寸较大<sup>[9]</sup>, 由上面热力学平衡相计算的结果可知它的析出温度在 1304 °C 左右; 次生 MC 碳化物是指在合金初熔温度以下在热加工后的冷却、热处理或长

期使用过程中由  $\gamma$  基体析出或由其他相转变而成的。初生的 MC 碳化物由于尺寸较大而且析出、溶解的温度较高, 因此在热加工和热处理的过程中也比较稳定。而次生那部分 MC 在高温下是不稳定的, 一方面会回溶于基体中; 另一方面它会通过  $MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$  反应分解成  $M_{23}C_6$  碳化物, 温度是促进 MC 碳化物分解的重要因素。

对 4 种不同状态的试样进行显微组织观察, 如图 3e~3h 所示。从图中可以看出, 在 GH864 合金中碳化物主要存在于晶界处, 而晶界处往往是疲劳裂纹萌生和扩展的主要路径, 因此碳化物对合金的蠕变和疲劳性能产生较大的影响<sup>[10,11]</sup>。

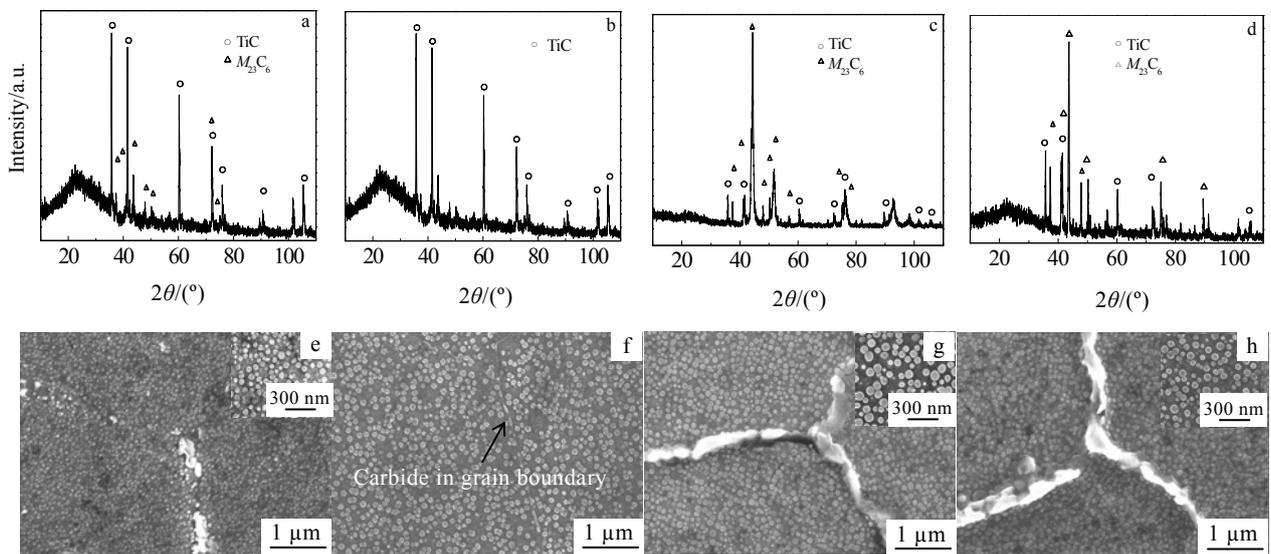


图 3 不同状态下 GH864 合金 XRD 图谱及析出相的分布与形貌

Fig.3 XRD patterns and SEM micrographs of the precipitates for differently-treated GH864 superalloy: (a,e) original bar, blocky carbides, (b,f) forged blade, TiC mainly in GB, (c,g) original bar + standard heat treatment, and (d,h) forged blade + standard heat treatment

从图 3a 可以看出棒材中存在两种碳化物 TiC 和  $M_{23}C_6$ 。从衍射峰值还可以看出, 铸锭经过长期均匀化处理、快锻开坯和多个火次的轧制后, 棒材中的碳化物以 TiC 为主, 少量的  $M_{23}C_6$  是在随后的空冷过程中析出的。在棒材中碳化物 TiC 和  $M_{23}C_6$  断续地分布于晶界处, 它们主要以块状出现。此时合金中主要有一种尺寸的  $\gamma'$  相, 平均晶粒尺寸为 50 nm, 它们是在棒材加工成形后的冷却过程中形核并长大的。

经过锻造成形后, 合金中的  $M_{23}C_6$  碳化物发生了回溶, 只存在 TiC 一种碳化物, 如图 3b 所示。叶片在锻造的过程中要经过顶锻、预锻和终锻 3 个工步, 在这 3

次的加热、保温和锻造加工后, 只有熔点较高的 TiC 保留下来。棒材加工成叶片后, 部分次生的 MC 和  $M_{23}C_6$  发生了回溶。在晶界处仅有一些少量的 TiC 存在, 它们主要分布于基体的晶界处, 如图 3f 所示。这些 TiC 主要是在合金凝固过程中析出的, 析出回溶的温度较高, 因此在合理的锻造温度范围内, 不会发生回溶或分解的现象。这部分 MC 对 GH864 合金的组织控制有很大的影响, 由于选择的锻造温度比较合理(这里所选用的温度为 1080 °C), 因此没有发生在高温下的回溶以及空冷、固溶时的再析出现象, 有利于形成较均匀的晶粒度和避免碳化物在晶界的析出成膜现象。

棒材和锻造叶片经过完全热处理后,合金中的碳化物由 TiC 和  $M_{23}C_6$  两种形态组成,分别如图 3c、3d 所示。而且从衍射峰值还可以看出,棒料和叶片经过标准热处理后,合金中的碳化物组成以  $M_{23}C_6$  为主。棒材和叶片经过标准热处理后,显微组织比较接近,大量的  $M_{23}C_6$  沿晶界析出;合金的基体中主要由两种大小的  $\gamma'$  相组成,较大的平均直径为 80 nm,是在固溶后的空冷析出、长大并在后面的稳定化及时效过程中进一步长大的,较小的 30 nm 左右的  $\gamma'$  相是在 845 °C 的稳定化过程中补充析出的。由图 3e~3h 比较可以看出,经过热处理后的大  $\gamma'$  相要比未经过热处理的要大,这是因为前者是在稳定化和时效的过程中长大的,而后者是在空冷时长大的,加热提供的能量有利于  $\gamma'$  相的长大。

从图 3g 和 3h 可以看出, GH864 合金经过标准热处理后  $\gamma'$  相的数量和大小匹配得到优化;另外在晶界处析出了一定数量的 MC 和  $M_{23}C_6$  碳化物,晶界碳化物颗粒具有较高的弹性模量,晶格常数与基体  $\gamma$  相不同,与晶界不存在共格关系,在合金高温变形过程中,对晶界区域的位错运动构成阻力,大量的观察表明位错通常不会切过碳化物,因此可以显著地增强 GH864 合金的韧性和蠕变抗力。

对于涡轮叶片材料,蠕变和持久是特别重要的性能,尤其实际运行过程是一个疲劳与蠕变的交互作用。粗晶、小  $\gamma'$  的材料具有较高的裂纹扩展抗力,即疲劳裂纹扩展速率( $da/dN$ )最低<sup>[12]</sup>。选用 1080 °C 作为固溶温度,一方面可以将热加工过程中析出的  $\gamma'$  回溶到基体中,避免在接下来的稳定化和时效阶段长大,有利于获得较小的  $\gamma'$  颗粒;另一方面固溶时晶界处的  $\gamma'$  回溶,可以避免对晶界的钉扎作用,有利于晶粒的长大。以前叶片选用的热处理制度中固溶温度为 1020 °C,由于低于  $\gamma'$  相的回溶温度,因此不利于热处理制度对热加工晶粒度的调节作用;而采用 1080 °C 的固溶温度可以使锻造过程中形成的动态再结晶晶核充分长大,改善热加工后留下的不均匀的晶粒组织。

热加工时选择合理的锻造温度是叶片晶粒度和晶界碳化物形态控制的一个重要影响因素。GH864 合金的热加工性能较差,在较低的温度进行锻造成形时合金的抗力较大,此时会发生压机压不动或叶片开裂的现象。因此需要提高其加工温度,增加 GH864 合金的加工塑性,但经较高温度成形的叶片在标准热处理后会形成如图 4 所示的膜状碳化物。膜状碳化物的形成会显著地降低成品叶片的冲击韧性,大大地降低叶片的实际使用寿命,所以晶界碳化物的控制是当前叶片组织控制的难点和重点。

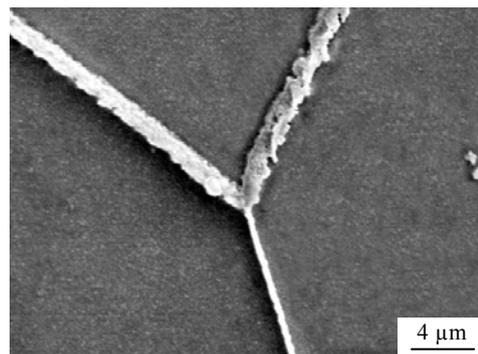


图 4 过高的热加工温度导致的晶界碳化物膜

Fig.4 Hyperthermal processing leads to carbide film in grain boundary

### 3 结 论

1) 原始轧态棒料由比较均匀的等轴晶组成,叶片的晶粒度较不均匀,局部位置存在项链状组织。

2) 叶片晶粒度的不均匀性主要是由于锻造的过程中各部位的应变不同,因而产生不同的动态再结晶行为;经过标准热处理后叶片发生了静态再结晶和晶粒长大,晶粒度较为均匀。

3) 在叶片的锻造过程中,  $M_{23}C_6$  和部分次生 MC 发生了回溶,在合金中仅有一些少量的 TiC 存在,它们主要分布于基体的晶界处;热处理之后大量  $M_{23}C_6$  碳化物沿着晶界呈块状析出。

#### 参考文献 References

- [1] Rohrbach Kurt P. *Aerospace Materials & Technology*(宇航材料工艺)[J], 2005(1): 61
- [2] Dong Jianxin(董建新), Ding Lisheng(丁利生), Wang Zhende(王振德). *Chinese Materials Science Technology and Equipment*(中国材料科技与设备)[J], 2006(2): 68
- [3] Vardar N, Ekerim A. *Engineering Failure Analysis*[J], 2007, 14: 743
- [4] Mazur Z, Luna-Ramirez A, Juarez-Islas J A et al. *Engineering Failure Analysis*[J], 2005, 12: 474
- [5] Salam I, Tauqir A, Khan A Q. *Engineering Failure Analysis*[J], 2002, 9: 335
- [6] Park N K, Kim I S, Na Y S et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2001, 111: 98
- [7] Zhang Beiji(张北江), Zhao Guangpu(赵光普), Xu Guohua(胥国华) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2005, 41(11): 1207

- [8] Donachie M J, Pinkowosh A A, Danesi W P *et al.* *Metallurgical Transactions*[J], 1970, 1: 2623
- [9] Hong Chengmiao(洪成淼), Dong Jianxin(董建新), Zhangmaicang(张麦仓) *et al.* *Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2006, 28(S1): 541
- [10] Holzapfel C, Schaf W, Marx M *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2007, 56: 697
- [11] Wang J D, Gan D. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2001, 70: 124
- [12] Chang Keh-Minn, Liu Xingbo. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 308: 1

## A Study on Microstructural Characteristics during Hot Processing of GH864 Superalloy

Hong Chengmiao<sup>1</sup>, Dong Jianxin<sup>1</sup>, Zhang Yufeng<sup>2</sup>, Zhang Maicang<sup>1</sup>, Zheng Lei<sup>1</sup>

(1. University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Lanzhou Petro-Chemical Co., Ltd, Mechanical Plant, Lanzhou 730060, China)

**Abstract:** The microstructural evolution of GH864 superalloy during the hot working process of gas turbine blades was systematically studied by observation of grain size, SEM micrographs and X-ray analysis of samples extracted from rolled bars and forged blades with or without standard heat treatment. The results show that the original rolled bar had uniform equiaxed grains, while necklace structure was found in some locations of blades. This kind of non-uniform grain size was caused mainly by different dynamic recrystallization behavior due to unequal strain in different locations of the blade during forging. Static recrystallization and grain growth happened during heat treatment, which led to more uniform and bigger grain structure.  $M_{23}C_6$  and partial secondary MC dissolved after forging. Only a small amount of TiC existed in alloy, which mostly distributed in the grain boundaries, and heat treatment resulted in sufficient precipitation of block-shaped  $M_{23}C_6$  discontinuously precipitated along the grain boundaries.

**Key words:** GH864 superalloy; grain size; carbides;  $\gamma'$  phase

---

Biography: Hong Chengmiao, Candidate for Ph. D., School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332884, E-mail: peterhong79@yahoo.cn