

# 时效制度对挤压+锻造工艺路线 FGH95 粉末高温合金组织和 性能的影响

Effect of aging treatment on microstructure and properties of HEX+HIF FGH95 superalloys

王旭青, 彭子超, 罗学军, 马国君, 武 丹  
(中国航发北京航空材料研究院 先进高温结构材料  
重点实验室, 北京 100095)  
WANG Xu-qing, PENG Zi-chao, LUO Xue-jun,  
MA Guo-jun, WU Dan  
(Key Laboratory of Advanced High Temperature  
Structural Materials, AECC Beijing Institute of  
Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**摘要:** 采用不同的时效制度处理热等静压+挤压+等温锻造工艺的 FGH95 合金, 并对处理后合金的显微组织和力学性能进行了系统研究。结果表明, 经过双级时效(870 °C/1 h, AC+650 °C/24 h, AC)和单级时效(760 °C/10 h, AC)处理后, 合金的晶粒度无明显差异, 但  $\gamma'$  相的数量、尺寸及分布存在显著差异。相比于单级时效, 双级时效可以更有效地促进晶内  $\gamma'$  相粗化, 晶内  $\gamma'$  相平均直径达到 78 nm, 而单级时效为 67 nm; 同时, 双级时效更有利于  $M_3B_2$  等晶间强化相的析出。二者的拉伸强度水平相当, 但双级时效合金的持久寿命低于单级时效合金, 而其持久塑性要优于单级时效合金。

**关键词:** 挤压; 等温锻造; FGH95 粉末高温合金; 时效; 组织和性能

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2018.000407

**中图分类号:** TG316 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2020)05-0120-07

**Abstract:** The FGH95 superalloy was processed through HIP + HEX + HIF, then the alloy was conducted by two different aging treatments, and the microstructure, morphology of precipitate phase and mechanical properties were studied. The results show that there is no obvious effect of aging treatments on the grain size, but the amount, the size distribution are obviously different. Compared to single-step aging treatment, double-step aging treatment can more effectively promote the growth of inner-grain  $\gamma'$  phase, the average diameter of inner-grain  $\gamma'$  phase can reach 78 nm, while that is 67 nm for single-step aging treatment. Meanwhile, double-step aging is more beneficial to the precipitation of inner-grain strengthening phases, such as  $M_3B_2$  and etc. The tensile strength of the alloy with different aging is similar, but the endurance life of alloy with double-step aging is lower, and the endurance plasticity is higher.

**Key words:** extrusion; isothermal forging; FGH95 P/M superalloy; aging treatment; microstructure and property

FGH95 粉末高温合金是一种高温高强度镍基高温合金, 其  $\gamma'$  相含量达到 45%~55%, 屈服强度比 GH4169 合金提高约 30%, 是目前 650 °C 使用温度下强度最高的合金<sup>[1-2]</sup>。目前, 国内氩气雾化 (argon atomization, AA) 工艺的 FGH95 合金的成型方式主要是直接热等静压成型, 该成型方式具有近净尺寸成

型的优点, 可以减少制件制造周期和成本。但是, 直接热等静压成型后, 由于变形量不足而无法使合金组织完全再结晶<sup>[3-4]</sup>。

随着航空发动机性能的提高, 对涡轮盘材料提出了更高的要求, 在满足高温强度的同时, 又要保证合金具有良好的塑性。氩气雾化制粉 (AA)+热等静压 (HIP)

+热挤压(HEX)+等温锻造(HIF)工艺可以通过大变形量实现合金的完全再结晶,使合金组织细小均匀,提高合金塑性;同时有效破碎合金原始颗粒边界<sup>[5-6]</sup>。

FGH95 合金的热处理工艺主要包括固溶和时效处理,而时效处理的目的是使  $\gamma'$  相充分析出,并调整  $\gamma'$  相尺寸匹配,消除一定的淬火热应力<sup>[7]</sup>。现有的时效工艺主要包括双级时效(一级时效:870 °C/1 h, AC;二级时效:650 °C/24 h, AC)和单级时效(760 °C/10 h, AC)两种方式,不同的时效方式,可使合金获得不同的组织和性能<sup>[8-9]</sup>。贾成厂等<sup>[10]</sup>研究了不同热加工工艺和热处理制度下氩气雾化 FGH95 合金的组织性能变化规律;邹金文等<sup>[11]</sup>研究了热处理对氩气雾化粉末的 FGH95 合金组织的影响。但是,以上研究均是针对直接热等静压工艺路线成形的 FGH95 合金开展的,而针对 HEX+HIF 工艺路线成形的 FGH95 合金的研究鲜见报道。

本工作主要研究了时效处理(单级时效和双级时效)对 HEX+HIF 工艺 FGH95 合金组织和性能的影响,探索其影响机理,为选择合理的 HEX+HIF 工艺 FGH95 合金的时效制度提供参考。

## 1 实验材料与方法

本研究采用的 FGH95 合金经过了母合金熔炼(VIM)+氩气雾化制粉(AA)+热等静压成型(HIP)+热挤压(HEX)+等温锻造(HIF)等工艺制备而成。

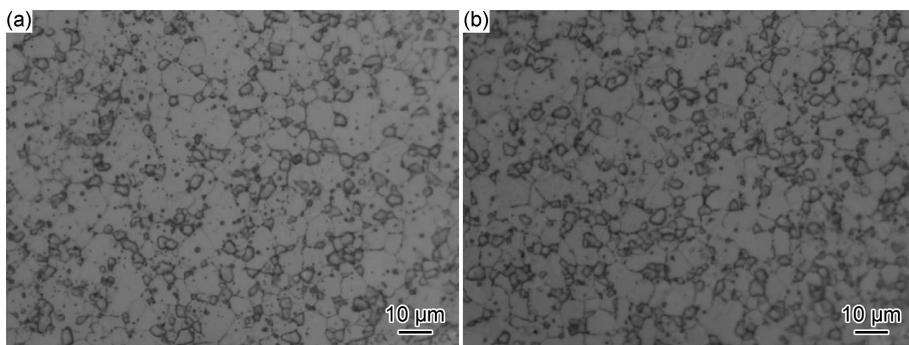


图 1 两种时效制度的 FGH95 合金晶粒组织

(a)单级时效;(b)双级时效

Fig. 1 Microstructures of FGH95 superalloy with different aging treatments

(a)single-step aging;(b)double-step aging

不同热处理状态的 FGH95 合金的  $\gamma'$  相形貌如图 2 所示。从图 2 可以发现,不同状态的合金的二次  $\gamma'$  相形貌、尺寸和数量差异不大,但是三次  $\gamma'$  相呈现出明显的差异性。图 2(b)是固溶态合金经过 870 °C/1 h 时效后的组织状态,可以发现,经过 870 °C 时效后,

取相同规格的 FGH95 合金锻坯,按照相同的固溶处理工艺进行热处理,然后分别采用双级时效(一级时效:870 °C/1 h, AC;二级时效:650 °C/24 h, AC)和单级时效(760 °C/16 h, AC)进行处理。从时效处理后的盘件上取样进行 650 °C 拉伸性能和持久性能测试,持久性能测试条件为 650 °C/1034 MPa。

通过扫描电子显微镜(SEM)对合金的显微组织进行分析,通过透射电子显微镜(TEM)对持久实验后合金中的位错形态进行观察;通过电解法分离出合金中的析出相,采用 X 射线衍射法进行析出相鉴定;采用 ICP-AES 法定量测定各组成元素;采用 X 射线小角散射法测定提取的晶内  $\gamma'$  相粒度分布<sup>[12]</sup>;采用图像处理方法测定晶界  $\gamma'$  相平均粒度和质量分数。

## 2 结果与分析

### 2.1 显微组织分析

图 1 是两种时效制度后 FGH95 合金的晶粒组织,从图中可以发现,两种时效制度的 FGH95 合金的晶粒度基本相同,均为 ASTM11 级,说明两种时效制度对 FGH95 合金的晶粒组织影响不大。同时,相比于直接热等静压工艺路线成形的 FGH95 合金,变形工艺路线成形的 FGH95 合金晶粒组织更加均匀细小,再结晶完全<sup>[6]</sup>。从图 1 中还可以发现,经过两种时效制度后的 FGH95 合金中的一次  $\gamma'$  相(晶间  $\gamma'$  相)的形貌和尺寸基本相同。

二次和三次  $\gamma'$  相的尺寸均有所增大,其中三次  $\gamma'$  相的长大效果更为明显。图 2(c)是经过 870 °C/1 h + 650 °C/24 h 时效后的合金组织状态,可以发现,经过 650 °C 时效后,合金中的二次  $\gamma'$  相的形貌尺寸变化不大,但是三次  $\gamma'$  相出现较大变化,原有的较大尺寸

(10~60 nm)的三次  $\gamma'$  相数量减少,但是又有大量更为细小的  $\gamma'$  相(10 nm 以下)补充析出(图 2(c)箭头处)。图 2(d)是固溶态合金经过 760 °C/10 h 时效后

的组织状态,可以发现,经过 760 °C 时效后,二次和三次  $\gamma'$  相的尺寸均有所增大,其中三次  $\gamma'$  相的长大效果更为明显。

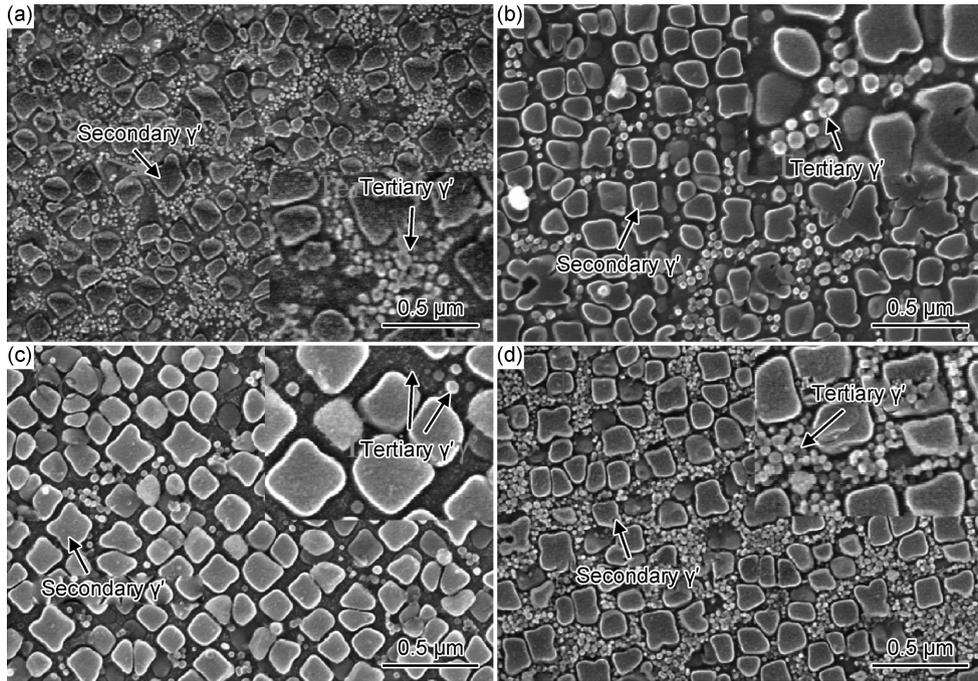


图 2 不同状态的 FGH95 合金  $\gamma'$  相组织

(a)固溶态;(b)870 °C/1 h;(c)870 °C/1 h+650 °C/24 h;(d)760 °C/10 h

Fig. 2 Microstructures of  $\gamma'$  phase in FGH95 superalloy with different aging treatments

(a)solid solution;(b)870 °C/1 h;(c)870 °C/1 h+650 °C/24 h;(d)760 °C/10 h

## 2.2 析出相分析

通过电解法分离出两种时效制度合金中的析出相,采用 X 射线衍射法进行析出相鉴定,并采用 ICP-AES 法定量测定各组成元素,测试结果见表 1。FGH95 合金经过不同的时效制度后, $\gamma'$  相和晶界强化相((Nb, Ti)C, ZrO<sub>2</sub>, M<sub>3</sub>B<sub>2</sub>)质量分数有所不同。固溶态合金经过 870 °C/1 h 时效后, $\gamma'$  相和晶间强化相的质量分数相较

于固溶态合金分别提高了 28.4% 和 15.1%;再经过 650 °C/24 h 时效后, $\gamma'$  相和晶间强化相的质量分数又分别提高了 5.4% 和 6.6%。综上所述,采用双级时效处理的合金,其  $\gamma'$  相和晶间强化相的质量分数相较于固溶态合金分别提高了 35.3% 和 22.6%;而采用单级时效处理的合金,其  $\gamma'$  相和晶间强化相的质量分数相较于固溶态合金分别提高了 32.5% 和 1.7%。

表 1 析出相总量

Table 1 Total amount of precipitates

Heat treatment	Mass fraction of $\gamma'$ / %	Mass fraction of (Nb, Ti)C+ZrO <sub>2</sub> +M <sub>3</sub> B <sub>2</sub> / %
Solid solution	34.222	0.411
Solid solution+870 °C/1 h	43.947	0.473
Solid solution+870 °C/1 h+650 °C/24 h	46.315	0.504
Solid solution+760 °C/1 h	45.338	0.418

表 2 是晶间强化相((Nb, Ti)C, ZrO<sub>2</sub>, M<sub>3</sub>B<sub>2</sub>)中各元素占合金的质量分数。从表 2 中可以看出,4 种状态的 Zr 元素的含量基本相同,即 ZrO<sub>2</sub> 含量相同,说明 ZrO<sub>2</sub> 是在合金固溶过程中形成的,时效不会补充

析出 ZrO<sub>2</sub>。从表 2 中还可以看出,固溶态和固溶+760 °C/10 h 两种状态的合金的晶间相中未检测出 B 元素,而经过 870 °C/1 h 时效和 870 °C/1 h+650 °C/24 h 时效的合金晶间相中 B 元素的含量均为 0.004%,

说明  $M_3B_2$  主要在 870 °C/1 h 时效过程中析出。同时,含有 B 元素的两种状态的合金中,Mo, W, Fe, Cr

和 Ni 等元素的含量明显高于其他两种状态的合金,说明这些元素是  $M_3B_2$  的主要形成元素。

表 2 晶间相中的各元素占合金质量分数(%)

Table 2 Mass fraction(%) of elements in the intercrystalline phase to the alloy

Heat treatment	Nb	Mo	W	Ti	Fe	Co	Cr	Ni	Zr	B
Solid solution	0.282	0.010	0.009	0.079	0.003	0.001	0.003	0.003	0.021	—
Solid solution+870 °C/1 h	0.283	0.033	0.024	0.079	0.005	0.001	0.020	0.004	0.020	0.004
Solid solution+870 °C/1 h+650 °C/24 h	0.296	0.035	0.025	0.083	0.006	0.001	0.026	0.007	0.021	0.004
Solid solution+760 °C/1 h	0.287	0.011	0.009	0.080	0.003	0.001	0.004	0.002	0.021	—

采用 X 射线小角散射法测定萃取的  $\gamma'$  相粒度分布,但是 X 射线小角散射法仅能测定尺寸小于 300 nm

的  $\gamma'$  相(二次  $\gamma'$  相+三次  $\gamma'$  相,统称晶内  $\gamma'$  相)。晶内  $\gamma'$  相粒度统计见表 3 和图 3。

表 3 晶内  $\gamma'$  相尺寸统计

Table 3 Size statistics of inner-grain  $\gamma'$  phase

Size interval/nm	Mass fraction/%				Type of $\gamma'$
	Solid solution	Solid solution+870 °C/1 h	Solid solution+870 °C/1 h+650 °C/24 h	Solid solution+760 °C/1 h	
1-5	4.1	0.1	1.3	0.0	Tertiary $\gamma'$
5-10	4.6	0.1	0.5	0.4	
10-18	6.7	1.3	1.7	10.7	
18-36	10.5	12.7	12.5	23.6	
36-60	15.1	19.8	20.1	11.4	
60-96	25.4	29.6	27.7	19.1	Secondary $\gamma'$
96-140	18.9	22.2	21.9	15.2	
140-200	9.5	13.2	14.2	10.1	
200-300	5.2	1.0	0.1	9.4	
Mean diameter	72.8	79.5	78.1	67.0	

从图 3(a)可以看出,固溶态合金经过 870 °C/1 h 时效处理后,晶内各个尺寸的  $\gamma'$  相均明显长大,平均直径由 72.8 nm 增长到 79.5 nm;再经过 650 °C/24 h 时效后, $\gamma'$  相平均直径略有降低。结合不同尺寸  $\gamma'$  相粒度分布和  $\gamma'$  相总量变化,可以认为 870 °C/1 h 时效既可以补充析出  $\gamma'$  相,又可以有效促进  $\gamma'$  相的长大;而 650 °C/24 h 时效仅可以补充析出细小的  $\gamma'$  相,无法促进  $\gamma'$  相长大,这也是  $\gamma'$  相平均直径略有降低的原因。

从图 3(b)中可以发现,固溶态合金经过 760 °C/10 h 时效处理后, $\gamma'$  相分布由单峰分布变为双峰分布。同时, $\gamma'$  相平均直径由 72.8 nm 减小至 67.0 nm。这主要是因为 760 °C/10 h 时效会补充析出大量的三次  $\gamma'$  相,且对  $\gamma'$  相长大的促进作用有限,因此导致平均直径降低。

综上所述,双级时效合金与单级时效合金对  $\gamma'$  相的影响存在显著差异,两种时效制度均可以补充析出  $\gamma'$  相,并促进  $\gamma'$  相粗化。但是,双级时效促进  $\gamma'$  相粗化

和补充析出  $\gamma'$  相的效果均优于单级时效。

对于晶界  $\gamma'$  相,使用 Image J 图像处理软件对 SEM 照片进行处理,并对晶界  $\gamma'$  相进行统计分析,并以面积分数代替质量分数<sup>[13]</sup>。通过该方法,计算得到了晶界  $\gamma'$  相粒度统计,如表 4 所示。从表 4 可以发现,两种时效制度合金的晶界  $\gamma'$  相的粒度和含量基本一致,说明时效不会改变晶界  $\gamma'$  相。

### 2.3 力学性能分析

从两种时效制度盘件上取样,分别进行了 650 °C 拉伸性能测试和持久性能测试,持久性能测试条件为 650 °C/1034 MPa,测试结果见图 4 和图 5。图 4 是两种时效制度合金的 650 °C 拉伸性能对比,从图中可以看出,两种时效制度合金的拉伸强度水平相当,不论是屈服强度,还是抗拉强度,两者均处于相同水平。图 5 是两种时效制度合金的持久性能对比,从图中可以发现,经过双级时效的 FGH95 合金的持久寿命小于单级时效的持久寿命,但是其持久塑性明显优于单级时效。

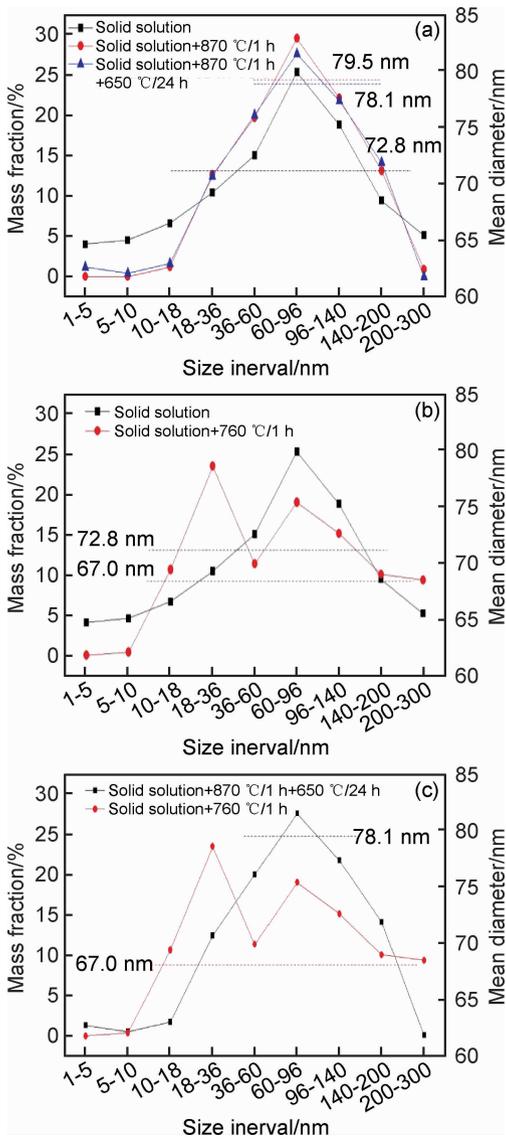


图3 不同时效状态FGH95合金的晶内 $\gamma'$ 相尺寸分布  
(a)双级时效;(b)单级时效;(c)两种时效对比

Fig. 3 Size distributions of inner-grain  $\gamma'$  phase with different aging treatments (a)double-step aging;(b)single-step aging;(c)contrast of different aging treatments

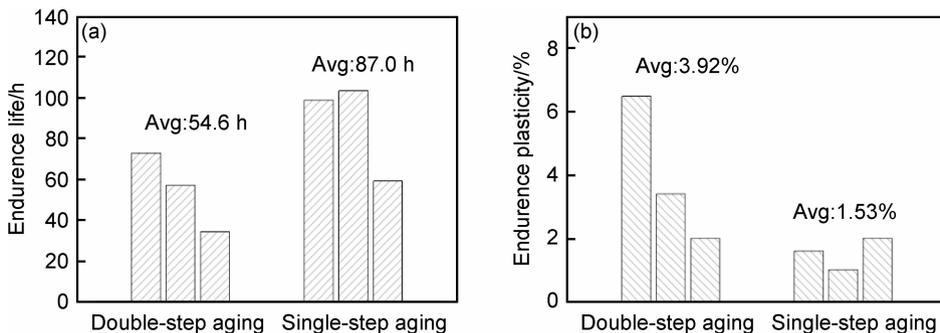


图5 两种时效制度FGH95合金的持久性能

(a)持久寿命;(b)持久塑性

Fig. 5 Endurance property of FGH95 superalloy with different aging treatments

(a)endurance life;(b)endurance plasticity

表4 晶界 $\gamma'$ 相尺寸和质量分数统计

Table 4 Size and mass fraction statistics of grain boundary  $\gamma'$  phase

Heat treatment	Average size/nm	Mass fraction/%
Single-step aging	840.3	14.31
Double-step aging	848.6	14.14

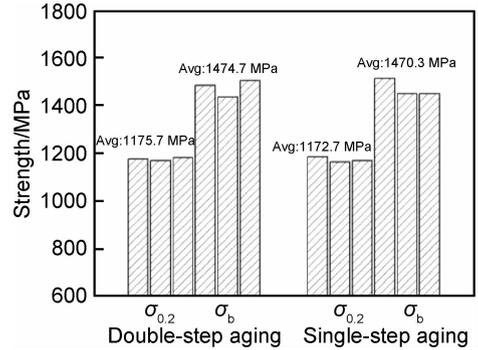


图4 两种时效制度FGH95的650 °C拉伸性能

Fig. 4 Tensile property of FGH95 with different aging treatments at 650 °C

### 2.4 实验结果讨论

镍基粉末高温合金是一种析出相强化合金,因此影响合金力学性能的主要因素为晶粒度和 $\gamma'$ 相形貌。如上所述,由于时效温度较低,对FGH95合金的晶粒度影响极小,双级时效合金与单级时效合金的晶粒度均为ASTM11级,因此造成性能差异的主要因素为 $\gamma'$ 相差异。对于高温合金,可以用式(1)估算其屈服强度 $M$ :

$$M_{\text{strength}} = \bar{M} \cdot \frac{1}{2} \gamma_{\text{APB}} f^{1/2} / b \quad (1)$$

式中: $\bar{M}$ 是泰勒因子; $\gamma_{\text{APB}}$ 是反向畴界面能; $f$ 是 $\gamma'$ 相分数; $b$ 是伯格森矢量<sup>[14]</sup>。对于同一种合金, $\bar{M}$ 和 $\gamma_{\text{APB}}$ 均为定值, $f$ 是影响屈服强度的唯一参数。双级时效合金和单级时效合金的 $\gamma'$ 相总量差异不大,因此两者

的屈服强度水平相当。对于镍基粉末高温合金,  $\gamma'$  相主要以阻碍位错运动的方式实现强化, 位错则通过绕过和切过两种机制来克服  $\gamma'$  相的阻碍作用<sup>[15]</sup>。对于微米级的晶界  $\gamma'$  相, 位错以绕过机制克服  $\gamma'$  相的阻碍<sup>[16]</sup>。对于晶内  $\gamma'$  相, 则通过 TEM 对位错组态进行观察。图 6 是持久实验后的试样的 TEM 形貌, 从图中可以清楚地看出位错以切过机制克服  $\gamma'$  相的阻碍作用, 并在  $\gamma'$  相内部留下了层错<sup>[17]</sup>。

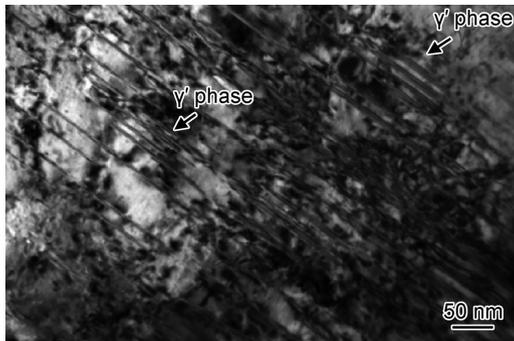


图 6 持久实验后 FGH95 合金 TEM 分析

Fig. 6 TEM analysis of FGH95 superalloy after endurance test

位错通过切过机制和绕过机制克服晶界  $\gamma'$  相的阻碍作用, 其临界应力分别为  $\tau_{\text{critical-inner}}$  和  $\tau_{\text{Orowan}}$ 。FGH95 合金中所有尺寸  $\gamma'$  相对位错阻碍的临界剪切应力  $\tau_{\text{critical}}$  可由式(2)计算得到:

$$\tau_{\text{critical}} = (\tau_{\text{Orowan}}^2 + \tau_{\text{critical-inner}}^2)^{1/2} \quad (2)$$

将  $\gamma'$  相尺寸统计数据分别代入  $\tau_{\text{critical}}$ <sup>[13]</sup> 和  $\tau_{\text{Orowan}}$ <sup>[18]</sup> 的计算式中, 计算出  $\tau_{\text{critical-inner}}$  和  $\tau_{\text{Orowan}}$  的数值, 再代入式(2)中, 即可以计算得到两种时效制度的 FGH95 合金的临界剪切应力, 计算结果见表 5 所示。计算结果显示单级时效合金中  $\gamma'$  相对位错的阻碍作用更强, 说明单级时效合金具有更好的强化效果。

表 5 两种时效制度 FGH95 合金的临界剪切应力的计算值

Table 5 Calculated value of critical shearing stress in FGH95 alloy with different aging treatments

Heat treatment	$\tau_{\text{critical-inner}}/\text{MPa}$	$\tau_{\text{Orowan}}/\text{MPa}$	$\tau_{\text{critical}}/\text{MPa}$
Single-step aging	363.60	9.89	363.73
Double-step aging	267.25	9.91	267.43

对于  $\gamma'$  相强化合金, 在高温高应力下进行蠕变变形, 其变形速率与外加轴向应力  $\sigma$  存在如下经验关系<sup>[19]</sup>:

$$\dot{\epsilon} = A(\sigma \cos \theta \cos \varphi - \tau_{\text{critical}})^n \quad (3)$$

式中:  $A$  为常数;  $\theta$  和  $\varphi$  是轴向拉伸方向与滑移面和滑移方向间的夹角;  $n$  为指数。同时, 变形速率  $\dot{\epsilon}$  与断裂

时间  $t_f$  存在如下经验关系:

$$C = \dot{\epsilon} \cdot t_f \quad (4)$$

式中:  $C$  为常数。将式(3)代入式(4)中, 即可得到:

$$t_f = \frac{C}{A(\sigma \cos \theta \cos \varphi - \tau_{\text{critical}})^n} \quad (5)$$

因此, 在相同温度和相同应力  $\sigma$  条件下进行持久实验, 临界剪切应力  $\tau_{\text{critical}}$  大的合金, 其断裂时间较长, 即单级时效合金的持久断裂时间大于双级时效合金。

### 3 结论

(1) 时效制度对合金的晶粒度以及晶界  $\gamma'$  相无明显影响。采用挤压+等温锻造成型的 FGH95 合金再结晶完全, 晶粒组织均匀细小, 晶粒度可以达到 ASTM11 级。

(2) 时效制度对合金内部的析出相总量及结构无显著影响。但是, 相比于单级时效, 双级时效更利于晶内  $\gamma'$  相的补充析出和粗化。同时,  $M_3B_2$  主要是在 870 °C/1 h 时效过程中析出的, 因此单级时效不利于  $M_3B_2$  的析出。

(3) 时效制度对合金的拉伸强度没有明显影响, 但对持久性能影响较大, 双级时效合金的持久寿命低于单级时效合金, 但是其持久塑性要优于单级时效合金。

### 参考文献

- [1] 汪武祥, 何峰, 邹金文, 等. 粉末高温合金的应用与发展[J]. 航空工程与维修, 2002(6): 26-28.  
WANG W X, HE F, ZOU J W, et al. Application and development of powder metallurgy superalloys[J]. Aviation Maintenance and Engineering, 2002(6): 26-28.
- [2] 汪武祥, 毛健, 呼和, 等. 热等静压 FGH95 粉末涡轮盘[J]. 材料工程, 1999(6): 39-43.  
WANG W X, MAO J, HU H, et al. As-HIP FGH95 powder metallurgy superalloy turbine disc [J]. Journal of Materials Engineering, 1999(6): 39-43.
- [3] 王旭青, 罗学军. 复杂形状 FGH95 粉末盘形件固溶处理组织及性能研究[J]. 材料工程, 2009(增刊 1): 61-64.  
WANG X Q, LUO X J. Study on microstructure and properties of complicated shape disk of FGH95 superalloys[J]. Journal of Materials Engineering, 2009(Suppl 1): 61-64.
- [4] 邹金文, 汪武祥. 粉末高温合金研究进展与应用[J]. 航空材料学报, 2006, 26(3): 244-250.  
ZOU J W, WANG W X. Development and application of PM superalloys [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2006, 26(3): 244-250.
- [5] 王淑云, 张敏聪, 东赞鹏, 等. FGH96 合金热挤压棒材超塑性研究[J]. 材料工程, 2012(7): 24-28.  
WANG S Y, ZHANG M C, DONG Y P, et al. Study on superplasticity of extruded FGH96 alloy[J]. Journal of Materials Engi-

- neering, 2012(7): 24-28.
- [6] 王旭青,张敏聪,罗俊鹏,等. 氩气雾化 FGH95 合金的热模拟实验[J]. 航空材料学报, 2016, 36(6):9-14.  
WANG X Q, ZHANG M C, LUO J P, et al. Hot deformation behavior of AA-FGH95 superalloys[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2016, 36(6): 9-14.
- [7] 李嘉荣,熊继春,唐定中. 先进高温结构材料与技术[M]. 北京:国防工业出版社, 2012.  
LI J R, XIONG J C, TANG D Z. Advanced high temperature structural materials and technology [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2012.
- [8] CHANG D R, KRUEGER D D, SPRAGUE R A. Superalloy powder processing, properties and turbine disk applications[C]// Superalloys 1984. Pennsylvania: Wiley TMS, 1984: 245-273.
- [9] 贾建,陶宇,张义文,等. 时效制度对粉末冶金高温合金 FGH95 组织和性能的影响[J]. 粉末冶金工业, 2010, 20(1):25-31.  
JIA J, TAO Y, ZHANG Y W, et al. Effect of aging heat treatment on microstructure and mechanical properties on P/M superalloy FGH95[J]. Powder Metallurgy Industry, 2010, 20(1): 25-31.
- [10] 贾成厂,尹法章,胡本芙,等. 热处理制度对粉末高温合金性能的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2006, 11(3):176-179.  
JIA C C, YIN F Z, HU B F, et al. Effect of heat treatment regulation on properties of FGH95 alloy[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2006, 11(3):176-179.
- [11] 邹金文,郭淑平. 热处理对 FGH95 合金组织的影响[J]. 钢铁研究学报, 2003, 15(7): 528-532.  
ZOU J W, GUO S P. The effect of heat treatment on microstructure of FGH95 superalloy [J]. Journal of Iron and Steel Research, 2003, 15(7): 528-532.
- [12] 刘庆斌,卢翠芬,燕平. 一种定向凝固镍基铸造高温合金的物理化学相分析[J]. 冶金分析, 2006, 26(2):9-13.  
LIU Q B, LU C F, YAN P. Physicochemical phase analysis of a directionally solidified Ni-based cast superalloy[J]. Metallurgical Analysis, 2006, 26(2):9-13.
- [13] REED C R. The superalloys fundamentals and application[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006: 74-86.
- [14] REED C R, MOTTURA A, CRUDDEN J D. Alloys-by-design: towards optimization of compositions of nickel-based superalloys [C]// Superalloys 2016. Pennsylvania: Wiley TMS, 2016: 15-23.
- [15] NEMBACH E, NEITE G. Precipitation hardening of superalloys by ordered  $\gamma'$  particles[J]. Progress in Material Science, 1985,29(3):177-319.
- [16] PENG Z C, TIAN G F, JIANG J. Mechanistic behavior and modeling of creep in powder metallurgy FGH96 nickel superalloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016(676): 441-449.
- [17] MOHLES V, RÖNNPAGEL D, NEMBACH H. Simulation of dislocation glide in precipitation hardened materials[J]. Computational Materials Science, 1999,16(1/4): 144-150.
- [18] MEMBACH E, NEITE G. Precipitation hardening of super alloys by ordered  $\gamma'$  particles[J]. Progress in Material Science, 1985(29):244-245.
- [19] 郑修麟. 材料的力学性能[M]. 西安:西北工业大学出版社, 2000: 116-117.  
ZHENG X L. Mechanical properties of materials[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2000: 116-117.

收稿日期:2018-02-22;修订日期:2020-02-04

通讯作者:王旭青(1973—),女,研究员,硕士,研究方向:粉末高温合金,联系地址:北京市 81 信箱 1 分箱(100095),E-mail:wxqjr@163.com

(本文责编:齐书涵)