

# 不同晶粒尺寸 FGH96 合金热处理冷速研究

崔金艳<sup>1</sup>, 尧健<sup>1</sup>, 何英杰<sup>1</sup>, 马向东<sup>1</sup>, 肖磊<sup>1</sup>, 郭建政<sup>1,2</sup>, 冯干江<sup>1,2</sup>

(1. 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518000)

(2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

**摘要:** 在满足性能前提下, 获取热处理工艺参数边界对优化 FGH96 涡轮盘性能意义重大, 尤其是某一晶粒尺寸的 FGH96 合金在满足性能要求的前提下所需的最慢冷速边界。对不同晶粒尺寸、不同冷却速率的 FGH96 试样室温、650 °C 以及 750 °C 的拉伸性能进行了研究, 并对微观组织进行了观察。结果显示, 和合金成分、晶粒尺寸、 $\gamma'$  尺寸和体积分数相关的多机制强化模型与实验测试结果吻合性好。利用该模型得到了最慢冷速与晶粒尺寸的匹配关系: 当最慢冷速为 55 °C/min 时, 晶粒尺寸需小于 14  $\mu\text{m}$ ; 当最慢冷速为 72 °C/min 时, 晶粒尺寸需小于 16.8  $\mu\text{m}$ ; 当最慢冷速为 81 °C/min 时, 晶粒尺寸需小于 20  $\mu\text{m}$ 。最慢冷速边界值与晶粒尺寸关系可通过数值模拟指导热处理工艺的制定提供判据。

**关键词:** FGH96; 最慢冷速边界; 晶粒尺寸; 多机制强化模型

**中图分类号:** TG132.3<sup>3</sup>

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2024)01-0242-08

涡轮盘作为发动机关键的热端部件, 其性能直接影响发动机的可靠性和持久性, 因而涡轮盘所用材料、成型工艺以及最终热处理工艺均为重要的研究内容。粉末冶金工艺可消除合金铸锻引起的宏观冶金偏析和组织不均匀, 加之粉末高温合金具有组织均匀、晶粒细小、力学性能好等优点, 成为高推重比先进发动机涡轮盘的首选材料<sup>[1-2]</sup>。但是, 粉末高温合金合金化程度高, 热加工性差, 塑性低, 对变形速率和变形温度敏感, 为了改善成形性, 获得更为理想的成形组织, 目前多采用热等静压+热挤压+等温锻造工艺<sup>[3-5]</sup>。FGH96 作为高损伤容限型二代粉末高温合金, 在 750 °C 使用条件下具有高强韧性、高抗蠕变性和低裂纹扩展速率等优点, 成为当前国内发动机涡轮盘的主要应用材料<sup>[6-8]</sup>。为了获得具备优异综合性能的 FGH96 盘件, 需设定合理的热处理工艺。涡轮盘件尺寸较大, 热处理过程中盘件不同位置的温度和冷速分布复杂, 使热处理后盘件不同部位的最终组织及应力分布存在差异, 进而影响性能, 热处理工艺不合理甚至还可能会导致盘件开裂<sup>[9-11]</sup>。因此, 对 FGH96 进行热处理相关的研究尤为重要。

Wlodek<sup>[12]</sup>研究了不同冷速对 Rene88DT 中  $\gamma'$  相尺寸的影响, 并建立了一次、二次  $\gamma'$  相尺寸和冷速的经验公式, 三次  $\gamma'$  相尺寸和时效温度及时长的经验公式;

胡本芙等<sup>[13]</sup>研究了不同冷速下 FGH96 中  $\gamma'$  相形貌变化的机理, 提出  $\gamma/\gamma'$  相之间的弹性应变场和溶质富集的相互作用会导致  $\gamma'$  相分裂, 而基体或晶界局部溶质原子浓度变化会导致  $\gamma'$  相的非平衡性生长; Li<sup>[14]</sup>研究了 FGH96 从固溶温度连续冷却和分段冷却后  $\gamma'$  相成分的变化; Feng 等<sup>[15]</sup>研究了 3 种不同冷速下  $\gamma'$  相尺寸对蠕变速率的影响, 发现随冷速增大, 蠕变速率减慢; Collins 等<sup>[16]</sup>提出了屈服强度的预测模型, 其中涉及了组织和强度的关系; 安震等<sup>[17]</sup>研究了固溶温度和冷速增加对屈服强度和抗蠕变强度的改善作用, 这些均为热处理对组织和性能的影响研究提供了基础。但是, 为了防止盘件热处理过程产生开裂, 盘件需要进行延迟淬火, 延迟淬火的时间以及淬火温度十分关键。对热处理过程进行仿真可极大地节省时间和成本, 通过实验获取满足性能的临界热处理工艺参数可以为模拟仿真提供判据, 该临界热处理工艺参数目前还鲜见报道。基于此, 本工作就 FGH96 的晶粒度和冷却速率对力学性能的影响开展了研究, 获得最慢冷速和晶粒度的匹配关系, 为涡轮盘热处理工艺研究提供帮助。

## 1 实验

实验所用 FGH96 合金(名义化学成分如表 1 所示)取自  $\Phi 185 \text{ mm} \times 111 \text{ mm}$  的实验盘。该盘件经过真空感

收稿日期: 2023-01-06

基金项目: 广东省珠江人才计划项目(607264877417); 深圳市科技创新委员会项目(20150128085205453)

作者简介: 崔金艳, 女, 1988 年生, 硕士, 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518000, 电话: 0755-88602381, E-mail: cuijinyan8802@126.com

应炉 (VIM) 熔炼母合金、氩气雾化法 (AA) 制粉、热等静压制成锭坯、热挤压并通过等温模锻制成。沿锻件轴向取 10 mm 厚的纵截面完成 1150 °C/2 h+空冷的过固溶热处理, 在如图 1 所示的位置进行晶粒度观察, 结果如表 2, 其中 F2 和 F3 为盘件编号。F3 盘件芯部 H3 位置处的晶粒尺寸照片见图 2。

在盘件上取拉伸试棒并进行 1150 °C/2 h/不同冷速气淬 (55、72、81、110 和 146 °C/min) +760 °C/16 h/炉冷的热处理, 不同冷速实验值的选定主要依据 FGH96 大尺寸盘件固溶后分别进行油淬和气淬后最快冷速和最慢冷速位置处的模拟结果。冷速实验在经过九点校温的 TITAN(H2)-12Bar 进口真空气淬炉中进行, 试样在真空气氛中, 通过调节充气压力和风机转速对试棒进行冷速控制。为确保试棒冷速一致性, 实验试棒置于炉内工作区域的中心位置, 为确保冷速精确性, 每次热处理时均需放置一根芯部打孔插有热电偶的测温试棒, 对试棒进行实时测温。对 5 个不同冷速条件下的试棒分别进行室温、650 和 750 °C 拉伸实验, 试样晶粒度如表 3 所示。试棒室温和高温拉伸性能实验分别按照 GB/T 228.1-2010 和 GB/T 228.2-2015

在 ETM105D 万能试验机上进行。

采用体视显微镜进行拉伸断口宏观观察。沿拉伸试样断口纵截面剖开并制备金相样, 在 Sigma300 场发射扫描电镜下观察  $\gamma'$  相的形貌, 并用 ImageJ 统计  $\gamma'$  相的尺寸和体积分数。

## 2 实验结果

### 2.1 拉伸性能

拉伸性能结果如图 3 所示, 图中红色标准线取自《中国高温合金手册-下卷》<sup>[18]</sup>中的技术标准要求。由图可知, 25 °C 时, 不同冷速下的拉伸性能均高于基准线; 650 °C 拉伸时, 当冷速为 55 °C/min 时, 抗拉强度均不合格; 当冷速为 72 °C/min 时, 其中一根试样的抗拉强度低于基准线 2 MPa; 当冷速大于 72 °C/min 时, 满足技术标准。750 °C 拉伸时, 冷速为 55 和 72 °C/min 时, 抗拉强度均不满足技术要求, 当冷速大于 72 °C/min 时, 满足技术标准。不合格的样品如表 3 中黑色加粗字体所示。

### 2.2 断口分析

对 650、750 °C, 冷速为 55 和 72 °C/min 的拉伸

表 1 镍基粉末高温合金 FGH96 名义化学成分

Table 1 Nominal chemical composition of Ni-based P/M superalloy FGH96 ( $\omega/\%$ )

C	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Nb	Zr	B	Ni
0.045-0.06	12.50-13.50	15.50-16.50	3.80-4.20	3.80-4.20	1.95-2.30	3.55-3.90	0.60-0.80	0.03-0.06	0.012-0.02	Bal.

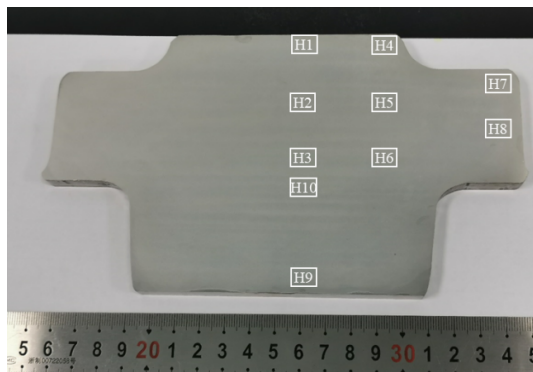


图1 固溶态锻造中尺寸盘件晶粒尺寸测量部位

Fig.1 Grain size measurement locations of the forged medium-sized plate after solution heat treatment

表 2 锻造中尺寸盘件固溶处理后平均晶粒尺寸

Table 2 Average grain size of forged medium-sized disk ( $\mu\text{m}$ )

Location	H1	H2	H3	H10	H9	H4	H5	H6	H7	H8
F2	6.8	7.4	8.3	8.7	5.2	8.7	9.7	8.6	8.7	8.6
F3	7.5	8.3	9.2	9.1	6.0	7.5	8.5	8.7	8.9	8.6

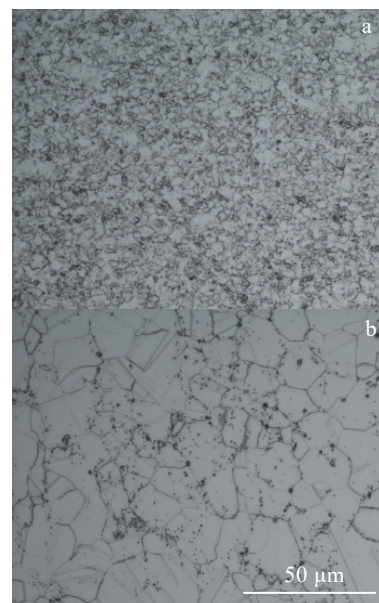


图 2 F3 锻件芯部 H3 位置锻态和固溶态显微组织

Fig.2 Microstructures at H3 position of F3 forging core after forging (a) and supersolvus heat treatment (b)

表 3 不同拉伸条件下的试样晶粒度级别(ASTM)

Table 3 Grain size of tensile specimens under different tensile conditions

Cooling rate/ $^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$	55	72	81	110	146
25 $^{\circ}\text{C}$	7.43	7.51	7.51	8.67	7.88
	7.84	8.15	8.27	8.62	8.25
650 $^{\circ}\text{C}$	7.47	8.44	8.65	8.75	8.58
	8.01	7.98	8.56	8.67	8.13
750 $^{\circ}\text{C}$	9.24	9.03	9.25	8.62	9.54
	8.22	7.87	9.43	8.85	4.38

未达标试样进行断口观察, 结果如图 4 所示。由图 4 可知, 所有未达标试样断口表面均可见明显韧窝(图 5 呈现了图 4b 中 I(裂纹源区)、II(裂纹扩展区)、III(剪切断裂区)的高倍照片)。同时, 从图 4 中可见未达标试样的断口表面特别是裂纹源区未见夹杂物等引起异常失效的因素。

2.3 冷速、晶粒度及拉伸强度

由图 3 和表 3 可知, 室温拉伸条件下, 各组实验结果均可达到标准要求, 即当晶粒度  $\geq 7.5$  级, 55  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  的冷速即可满足标准要求。650  $^{\circ}\text{C}$  拉伸条

件下, 当冷速为 55  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时, 8 级晶粒度已无法满足标准要求; 当冷速提高到 72  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时, 晶粒度 8 级有不达标的风险; 当冷速提高至 81  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  及以上时, 均可达标。若要满足 650  $^{\circ}\text{C}$  拉伸的技术标准, 当盘件热处理过程中最慢冷速位置为 72  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时, 该冷速下的晶粒级别要大于 8.5 级。750  $^{\circ}\text{C}$  拉伸条件下, 当冷速为 55 和 72  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时, 8 级晶粒度无法满足要求, 9 级时可满足要求; 当冷速提高到 146  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时, 4.4 级的晶粒度也可满足性能要求。根据以上分析可知, 晶粒尺寸和冷速存在边界值使得性能满足使用要求。为此可以确定 FGH96 盘件满足强度要求的冷速和晶粒尺寸的临界参数值: 当最慢冷速为 55  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时, 晶粒度需 9 级(14  $\mu\text{m}$ ) 以上; 当最慢冷速为 72  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时, 晶粒度需 8.5 级(16.8  $\mu\text{m}$ ) 以上; 当最慢冷速为 81  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时, 晶粒度需 8 级(20  $\mu\text{m}$ ) 以上。

3 分析与讨论

由结果可知晶粒度和冷速对 FGH96 拉伸性能会

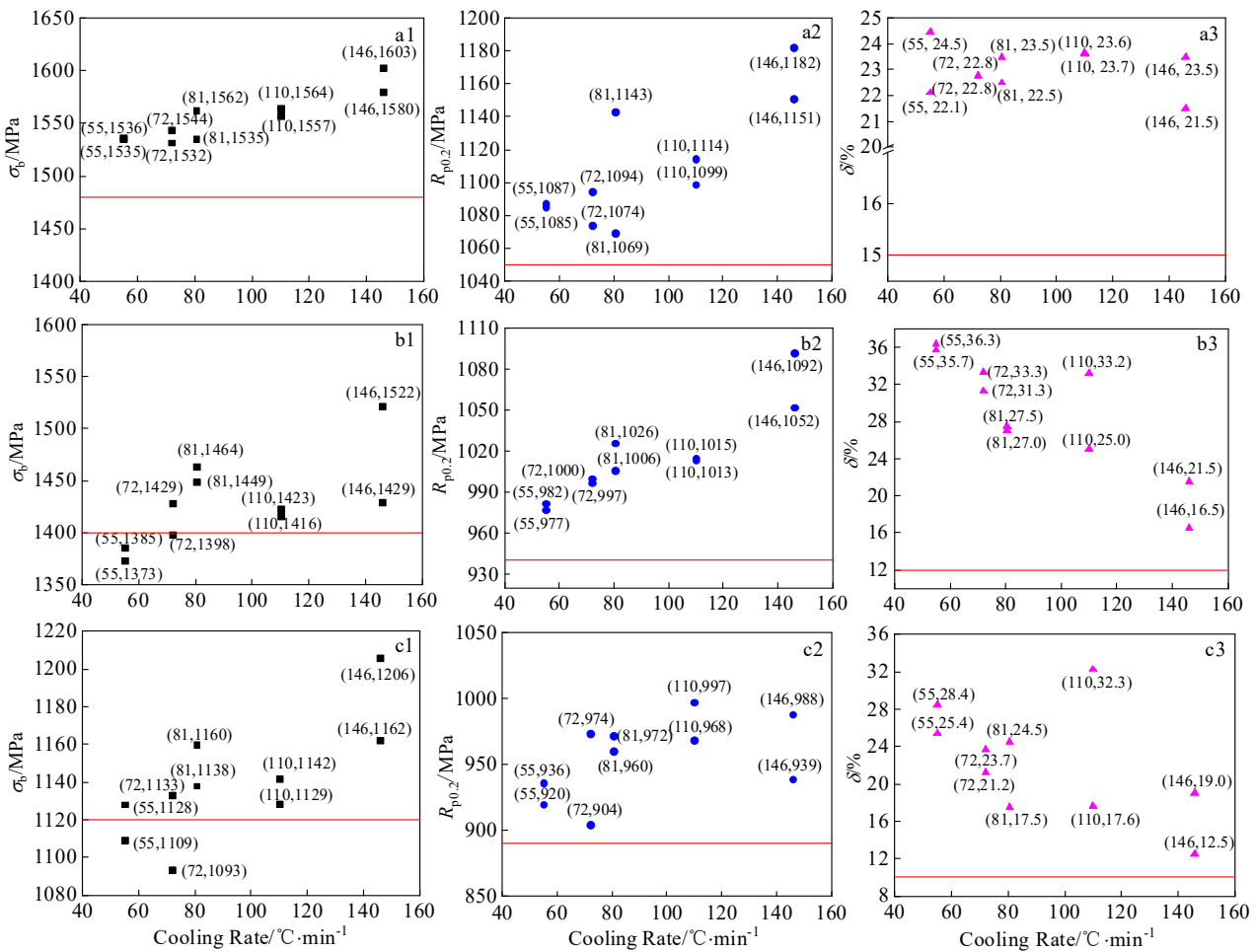


图3 中尺寸盘件在不同温度下的拉伸性能

Fig.3 Tensile properties of FGH96 medium-sized plate at different temperatures: (a1-a3) 25  $^{\circ}\text{C}$ , (b1-b3) 650  $^{\circ}\text{C}$ , and (c1-c3) 750  $^{\circ}\text{C}$

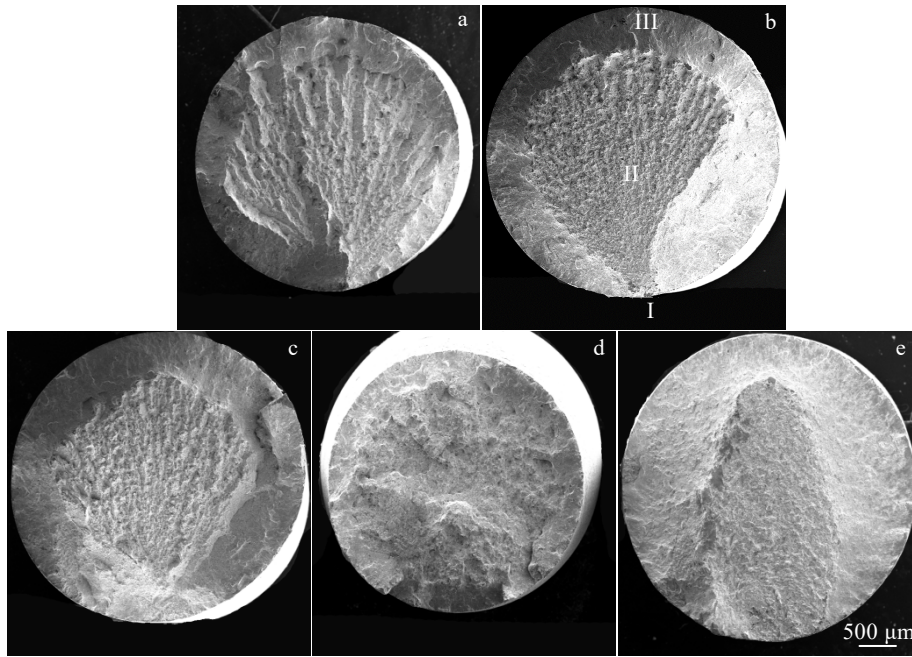


图 4 拉伸未达标试样的断口形貌

Fig.4 Fracture morphologies of tensile specimens with unsatisfactory tensile properties: (a, b) 650 °C, 55 °C/min; (c) 650 °C, 72 °C/min; (d) 750 °C, 55 °C/min; (e) 750 °C, 72 °C/min

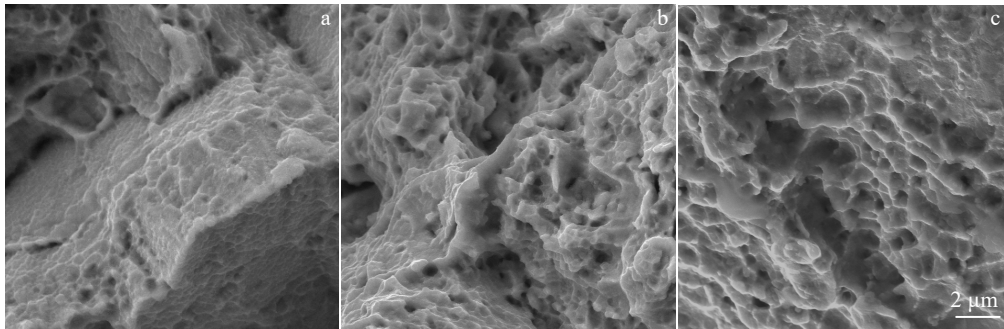


图 5 图 4b 中 I、II、III 位置的微观形貌

Fig.5 Morphologies of position I (a), II (b) and III (c) marked in Fig.4b

产生显著的影响。由于抗拉强度和屈服强度呈正相关<sup>[19-21]</sup>，因此本研究将讨论冷速和晶粒度对屈服强度的影响机理来阐述它们对拉伸性能影响的本质。屈服强度  $\sigma_{ys}$  受固溶强化 ( $\sigma_{ss}$ )、晶界强化 ( $\sigma_{gb}$ )、以及沉淀强化 ( $\sigma_{ps}$ ) 的影响，其预测如公式 (1)<sup>[16, 22]</sup>所示：

$$\sigma_{ys} = \sigma_{ss} + \sigma_{gb} + \sigma_{ps} \quad (1)$$

### 3.1 固溶强化

固溶强化  $\sigma_{ss}$  是由于不同的合金元素原子直径不同，固溶在  $\gamma$  基体相中引起晶格畸变，阻碍位错滑移，从而提高基体的强度<sup>[23]</sup>。利用公式(2)<sup>[24]</sup>可计算得到  $\sigma_{ss}$ 。

$$\sigma_{ss} = (1 - f_{\gamma'}) [\sum_{i=0}^n (\beta_i^{\gamma'} (x_i)^{1/2})^2]^{1/2} \quad (2)$$

其中， $f_{\gamma'}$ 为室温下  $\gamma'$ 体积分数， $\beta_i^{\gamma'}$ 为元素  $i$  在  $\gamma$  基体相

中的固溶强化系数（如表 4 所示）， $x_i$ 为元素  $i$  在  $\gamma$  中的含量。表 5 为经过 EDS 测得的  $\gamma$  基体相中各元素的含量，FGH96 中的  $\gamma'$ 体积分数约为 36%<sup>[18]</sup>，取  $f_{\gamma'}$ 值为 36%，并将表 4 和表 5 的数据代入公式(2)，得出  $\sigma_{ss}$ 为 216 MPa。对于同一合金， $\sigma_{ss}$ 几乎不受冷速和晶粒度的影响。

### 3.2 晶界强化

镍基粉末高温合金的晶界强化  $\sigma_{gb}$  遵循 Hall-Patch 关系<sup>[23]</sup>，强化效果与晶粒尺寸成反比，如公式(3)所示。

$$\sigma_{gb} = kd^{1/2} \quad (3)$$

其中， $k$ 为Hall-Petch常数，710~750 MPa· $\mu\text{m}^{1/2}$ ，取 750 MPa· $\mu\text{m}^{1/2}$ 用于本研究计算。 $d$ 为平均晶粒尺寸。晶粒度 ASTM#7.5~9 级的晶界强化强度  $\sigma_{gb}$ 如表 6 所示。

表 4  $\gamma$  相中各元素的固溶强化系数

Table 4 Solid solution strengthening coefficients ( $\beta_i$ ) of different elements in  $\gamma$  phase<sup>[25]</sup>

Element	C	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Nb	Zr
$\beta_i$ /MPa·at% <sup>-1/2</sup>	1061	39.4	337	1015	977	225	775	1183	2359

表 5  $\gamma$  相中各元素含量

Table 5 Content of different elements in  $\gamma$  phase

Element	C	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Nb	Zr
Content/at%	19.05	11.01	14.70	1.92	1.00	3.37	3.82	0.35	0.02

表 6 晶界强化对屈服强度的贡献

Table 6 Contribution of grain boundary to yield strength

ASTM	Average grain size/ $\mu\text{m}$	$\sigma_{gb}$ /MPa
7.5	23.8	154
8	22.10	168
8.5	18.58	183
9	15.63	200

### 3.2 沉淀强化

$\gamma'$ 相强化是粉末高温合金的主要强化机制，而固溶后的冷速对  $\gamma'$ 相尺寸、形貌和体积分数具有重要影响。快冷使得  $\gamma'$ 相形成元素的扩散受到抑制，且由于过冷度大，基体中溶质元素过饱和度，界面能对  $\gamma'$ 相的影响占主导，形成单一小尺寸的球形  $\gamma'$ 相，形核密度大，体积分数略低。冷速减慢后，固溶体过饱和度降低，形核密度减小；析出的  $\gamma'$ 相尺寸增大，与基体的共格度减小，导致弹性应变能增大并逐渐占主导， $\gamma'$ 相优先沿特定晶向长大，形成立方或不规则形貌，包含内凹形貌 (concave)。当冷速进一步减慢，合金元素充分扩散，会发生分裂，形成八重立方(octet cube)形貌，形核密度进一步降低， $\gamma'$ 相尺寸增大，体积分数增加<sup>[13, 26]</sup>。

FGH96 中  $\gamma'$ 相具有  $L1_2$  有序结构，其被位错切过时，为了保持有序结构，位错必须成对出现，位错对切过  $\gamma'$ 相驱动力来自临界分剪切应力 (critical resolved shear stress, CRSS)，CRSS 与析出强度成正比<sup>[22]</sup>。位错对与  $\gamma'$ 相的交互机制受  $\gamma'$ 相尺寸影响较大。当  $\gamma'$ 尺寸较小时，位错会切割  $\gamma'$ 相，当前后 2 条位错对内存在整个或多个  $\gamma'$ 相颗粒，称为弱耦合；当跟随的位错进入  $\gamma'$ 相时，领先的位错仍在  $\gamma'$ 相内，称为强耦合<sup>[27-28]</sup>。弱耦合机制的强化效果随  $\gamma'$ 相尺寸增加而提高，强耦合机制相反。 $\gamma'$ 相存在一个临界尺寸可以同时满足弱耦合和强耦合，当  $\gamma'$ 相尺寸小于该临界尺寸则发生弱耦合，当  $\gamma'$ 相大于该临界尺寸则发生强耦合。当  $\gamma'$ 相大到一定尺寸，颗粒间距增加，位错弯曲所需的力减小，与  $\gamma'$ 相的交互机制逐渐转变为绕过为主。

弱耦合和强耦合的临界分剪切应力分别如公式(4)和公式(5)所示<sup>[16]</sup>：

$$\Delta\tau_w = \frac{1}{2} \left( \frac{\gamma_{APB}}{b} \right)^{3/2} \left( \frac{bd_s f}{T} \right)^{1/2} A - \frac{1}{2} \left( \frac{\gamma_{APB}}{b} \right) f \quad (4)$$

$$\Delta\tau_s = \frac{1}{2} \left( \frac{Gb}{d_s} \right) f^{1/2} 0.72\omega \left( \frac{\pi d_s \gamma_{APB}}{\omega G b^2} - 1 \right)^{1/2} \quad (5)$$

其中， $\Delta\tau_w$ 为弱耦合临界分剪切应力， $\Delta\tau_s$ 为强耦合临界分剪切应力， $\gamma_{APB}$ 为反相畴界面能 (JatmatPro 计算为 0.26 J/m<sup>2</sup>)， $b$ 为柏式矢量 (JatmatPro 计算为 0.244 nm)， $d_s$ 为强化相尺寸， $f$ 为  $\gamma'$ 相体积分分数 (总体积分数取 36%<sup>[18]</sup>)， $A$ 为几何常数 (对于球形析出相取 0.72<sup>[16]</sup>)， $G$ 为  $\gamma'$ 相的剪切模量 (JatmatPro 计算为 86 GPa)， $\omega$ 为位错对之间的排斥力，值近似为 1<sup>[16]</sup>， $T$ 为线性张量，且

$$T = \frac{Gb^2}{2} \quad (6)$$

当  $\Delta\tau_w = \Delta\tau_s$  时， $d_s$ 为临界尺寸，既可能激活弱耦合机制，也可能激活强耦合机制。

平衡状态下， $\gamma'$ 相的体积分占比接近恒定，当其尺寸较大时，密度较低，则颗粒间距较大，位错绕过  $\gamma'$ 相所需的力就越小，位错对与  $\gamma'$ 相交互机制将由强耦合机制转变成绕过机制。满足以下公式：

$$\tau_{oro} = \frac{Gb}{L} \quad (7)$$

其中， $L$ 为有效颗粒间距，且

$$L = \sqrt{\frac{8}{3\pi f}} d_s - d_s \quad (8)$$

根据公式 (4) 和公式 (5)，计算得到 FGH4096 合金  $\gamma'$ 相弱切割与强切割的临界尺寸约为 40 nm，根据公式 (5)~(8)，计算得到强切割与绕过的临界尺寸约为 475 nm，如图 6 所示。位错对与  $\gamma'$ 相接触时，优先启动需要较低临界剪切应力的机制，因此， $\gamma'$ 相

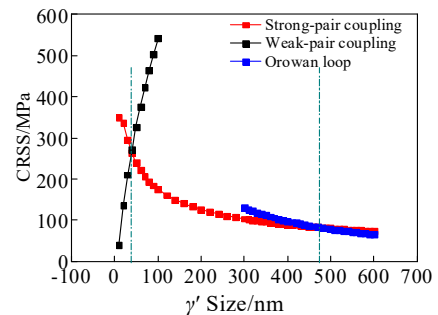


图 6 随  $\gamma'$ 相尺寸变化的  $\gamma'$ 沉淀相强化机制

Fig.6 Strengthening mechanism of the  $\gamma'$  phase with respect to precipitate size

尺寸在 40 nm 以下的主要强化机制为切割弱耦合强化, 40~475 nm 为强耦合机制, 475 nm 以上的为绕过机制, 且  $\gamma'$  相在不同强化机制下对强度的贡献与其尺寸  $d_s$  和各尺寸所占的体积分数相关。FGH96 的热处理工艺为过固溶热处理, 绕过机制的一次  $\gamma'$  相体积分

数小,  $\gamma'$  相的强化效果主要依赖位错切割机制, 为达到较高的强化效果, 热处理应使用较高的冷速获得小尺寸  $\gamma'$  相, 并通过时效处理补充小尺寸  $\gamma'$  相的析出, 提高小尺寸  $\gamma'$  相的体积分数, 进一步提高其强度。

不同冷速下的  $\gamma'$  相形貌如图 7, 尺寸和体积分数

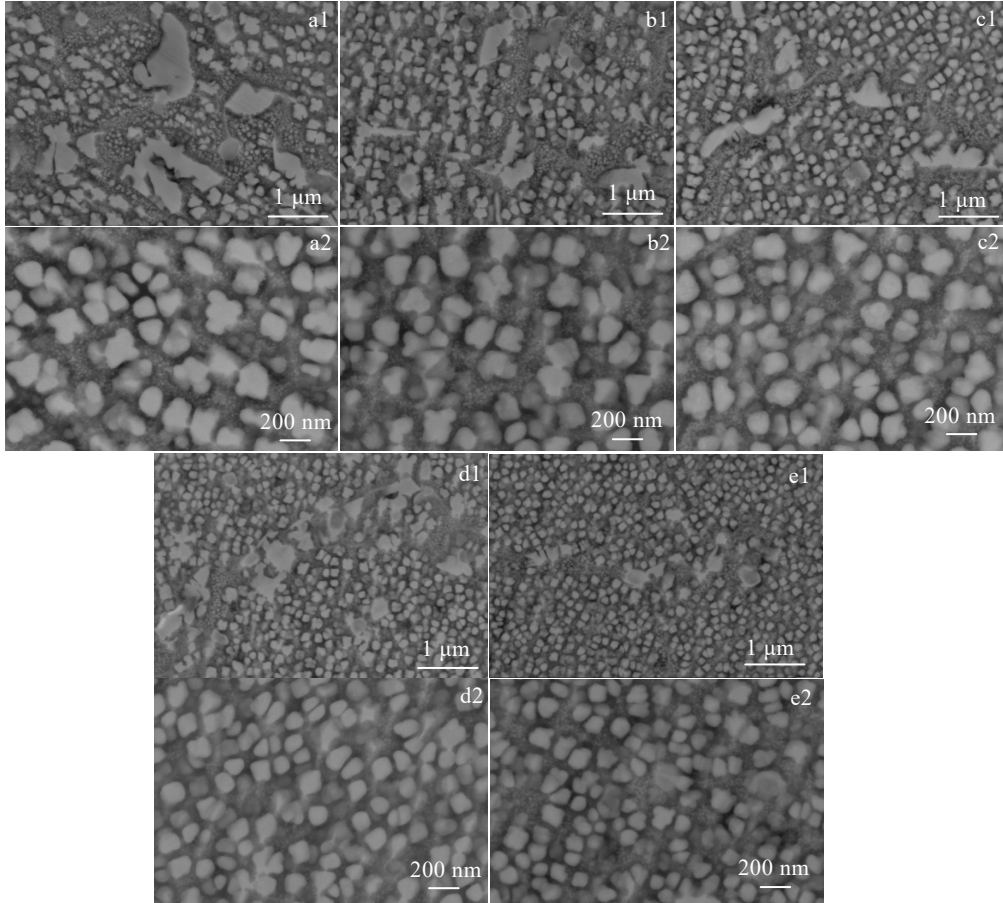


图 7 不同冷速下的  $\gamma'$  相形貌

Fig.7  $\gamma'$  distribution images of FGH96 alloy under different cooling rates: (a1, a2) 55 °C/min; (b1, b2) 72 °C/min; (c1, c2) 81 °C/min; (d1, d2) 110 °C/min; (e1, e2) 146 °C/min

统计如表 7 所示。将表 7 的数据代入公式(4)~(8)可得沉淀强化对室温屈服强度的贡献, 结合公式(1)~(3)计算得到的固溶强化和晶界强化, 可计算得到各冷速下的室温屈服强度, 将不同冷速下的室温屈服强度的平均测试值和计算值绘于图 8, 可见计算值均在测试值 95%的预测带内(图 8 中 2 条红色虚线之间), 很好地预测了室温屈服强度。且从图 8 中可知, FGH96 主要的强化方式为沉淀强化机制。

此外, 根据表 7 可知二次  $\gamma'$  相尺寸  $d_{sec \gamma'}$  与冷速  $dT/dt$  之间满足关系:  $d_{sec \gamma'}=1103.317(dT/dt)^{-0.456}$  (如图 7), 与文献[12]和[29]结果一致; 文献[12]中提出时效中形成的三次  $\gamma'$  相 ( $\gamma'_i$ ) 与 Larson-Miller 指数  $P$  存在式(9)的关系。

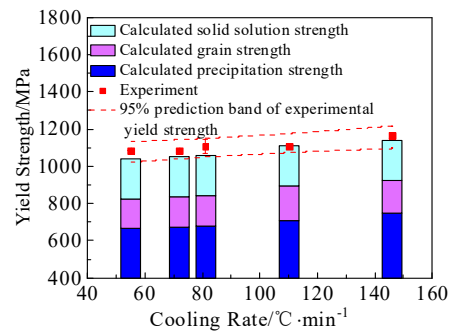


图 8 不同冷速下室温屈服强度测试值和计算值

Fig.8 Experimental and calculated room temperature yield strength under different cooling rates

表 7 不同冷速下  $\gamma'$  尺寸和体积分数

Table 7 Size and volume fraction of  $\gamma'$  in FGH96 alloy under different cooling rates

Cooling rate/ $^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$	Primary $\gamma'$		Secondary $\gamma'$		Tertiary $\gamma'$			
	Size/nm	Volume fraction/%	Size/nm	Volume fraction/%	Size/nm	Volume fraction/%	Size/nm	Volume fraction/%
55	651±85	1.59±0.13	174±34	21.25±2.30	20±3	12.16±2.18	61±20	1
72	557±58	2.18±0.85	162±30	21.59±1.73	20±4	11.23±1.87	62±16	1
81	518±85	1.88±0.12	147±24	19.33±3.25	19±3	13.79±2.54	58±11	1
110	485±84	1.26±0.33	127±20	24.15±0.75	19±4	9.59±1.07	45±8	1
146	396±39	1.52±0.19	115±17	21.77±3.12	18±3	11.71±1.92	32±7	1

$$d_{\text{ter}\gamma'} = 1028.6 - 85.216P + 1.7691P^2 \quad (9)$$

其中  $d_{\text{ter}\gamma'}$  为三次  $\gamma'$  相尺寸 (nm),  $P=(T+273)(25+\lg t)/1000$ ,  $T$  为时效热处理温度 ( $^{\circ}\text{C}$ ),  $t$  为时效时长 (h)。经过 760  $^{\circ}\text{C}/16$  h 时效后计算得出三次  $\gamma'$  相尺寸为 18.16 nm, 实测值为 18.1~20 nm, 式(9)能较好地预测 FGH96 三次  $\gamma'$  相的尺寸。 $\gamma'$  相尺寸与冷速的关系可作为临界热处理参数的辅助手段, 为热处理工艺数值模拟提供参考。

### 4 结 论

1) 通过固溶强化、晶界强化和沉淀强化的多机制强化模型可对拉伸强度进行预测, 其中沉淀强化对强度的贡献最大。二次和三次  $\gamma'$  相尺寸与冷速存在经验关系, 可作为参考依据对通过数值模拟指导热处理工艺的制定。

2) 冷速通过影响  $\gamma'$  尺寸和体积分数影响强度。尺寸小于 40 nm 的  $\gamma'$  相通过弱耦合机制对 FGH96 进行强化, 尺寸为 40~475 nm 的  $\gamma'$  相通过强耦合机制对 FGH96 进行强化, 当尺寸大于 475 nm,  $\gamma'$  相强化为绕过机制。

3) 通过不同条件热处理后组织性能研究发现模型预测结果与实测结果吻合良好, 为此可以确定 FGH96 盘件满足强度要求的冷速和晶粒尺寸的临界参数值: 当最慢冷速为 55  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时, 晶粒度需 9 级 (14  $\mu\text{m}$ ) 以上; 当最慢冷速为 72  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时, 晶粒度需 8.5 级 (16.8  $\mu\text{m}$ ) 以上; 当最慢冷速为 81  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  时, 晶粒度需 8 级 (20  $\mu\text{m}$ ) 以上。当盘件晶粒度分布确定后, 可以计算盘件不同部位要求的最慢冷速, 获得冷速边界条件, 从而设计热处理工艺进行调控。

#### 参考文献 References

[1] Zou Jinwen(邹金文), Wang Wuxiang(汪武祥). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2006, 26(3): 244  
 [2] Wang Shuyun(王淑云), Zhang Mincong(张敏聪), Dong Yunpeng(东贇鹏) et al. *Journal of Materials Engineering*(材

料工程)[J], 2012(7): 24  
 [3] Song Xiaojun(宋晓俊), Wang Chaoyuan(王超渊), Wang Yu(汪煜) et al. *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2020, 41(11): 1024  
 [4] Xiao Lei(肖磊), Cui Jinyan(崔金艳), Wang Chong(王冲) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(4): 1427  
 [5] Cheng Junyi(程俊义), Zhu Lihua(朱立华), Xiao Lei(肖磊) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(4): 1478  
 [6] Peng Zichao(彭子超), Liu Peiyuan(刘培元), Wang Xuqing(王旭青) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2022, 58(5): 673  
 [7] Zhang Chi, Zhang Liwen, Li Mengfei et al. *Journal of Materials Research*[J], 2014, 29(23): 2799  
 [8] Ning Yongquan, Yao Zekun, Li Hui et al. *Material Science and Engineering A*[J], 2010, 527(4-5): 961  
 [9] Zhang Jiafeng(张家锋), Zou Jinwen(邹金文), Kang Jinwu(康进武) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2010, 30(1): 26  
 [10] Tao Yu(陶宇), Zhang Guoxing(张国星), Liu Jiantao(刘建涛). *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2011, 23(2): 486  
 [11] Bai Yunrui(白云瑞), Fu Rui(付锐), Li Zuo(李祚) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2022, 42(1): 74  
 [12] Wlodek S T, Kelly M, Alden D A. *Superalloys*[C]. Warrendale: TMS, 1996: 129  
 [13] Hu Benfu(胡本芙), Liu Guoquan(刘国权), Wu Kai(吴凯) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(3): 257  
 [14] Li Muzi, James Coakley, Dieter Isheim et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 732: 765  
 [15] Feng Yefei, Zhou Xiaoming, Zou Jinwen et al. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*[J], 2019, 26(4): 493  
 [16] Collins D M, Stone H J. *International Journal of Plasticity*[J],

- 2014, 54: 96
- [17] An Zhen(安震), Han Hao(韩昊), Li Fulin(李福林) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(7): 2297
- [18] Academic Committee of the Superalloys(中国金属学会高温材料分会). *China Superalloys Handbook*(中国高温合金手册)[M]. Beijing: Standards Press of China, 2012: 635
- [19] Zhang Zhenjun, Qu Zhan, Xu Ling *et al.* *Acta Materialia*[J], 2022, 231: 117866
- [20] Yang C L, Zhang Z J, Zhang P *et al.* *Material Science and Engineering A*[J], 2017, 680: 405
- [21] Wu Xiaolei, Yuan Fuping, Yang Muxin *et al.* *Scientific Reports*[J], 2015, 5: 11728
- [22] Wen Hongning, Tang Xuefeng, Jin Jinsong *et al.* *Material Science and Engineering A*[J], 2022, 847: 143356
- [23] Labusch R. *Physica Status Solidi (b)*[J], 1970, 41(2): 659
- [24] Gypen L A, Deruyttere A. *Journal of Materials Science*[J], 1977, 12: 1034
- [25] Roth H A, Davis C L, Thomson R C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1997, 28(6): 1329
- [26] Zhu Lihua, Pan Hao, Cheng Junyi *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 918: 165677
- [27] Reed R C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications* [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006: 141
- [28] Kozar R W, Suzuki A, Milligan W W *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40: 1588
- [29] Liu Xiangbin(刘湘斌), Duan Bo(段波), Yu Suyang(于苏洋) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2022, 51(22): 126

## Study on Heat-Treatment Cooling Rate of FGH96 Alloy with Different Grain Sizes

Cui Jinyan<sup>1</sup>, Yao Jian<sup>1</sup>, He Yingjie<sup>1</sup>, Ma Xiangdong<sup>1</sup>, Xiao Lei<sup>1</sup>, Guo Jianzheng<sup>1,2</sup>, Feng Ganjiang<sup>1,2</sup>

(1. Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co., Ltd, Shenzhen 518000, China)

(2. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** On the premise of performance satisfaction, to acquire the boundary of the heat treatment parameters is significant for property optimization of FGH96 turbine disks, especially the boundary of the minimum cooling of FGH96 alloy with certain grain size on the premise of performance satisfaction. The tensile behavior at 25, 650 and 750 °C of FGH96 specimens with different grain sizes was investigated during the cooling process from solution temperature at different cooling rates, and the microstructures were observed. The results show that the results obtained by the multi-mechanistic strengthening model including the effect of chemical composition, grain size, size and volume fraction of  $\gamma'$  agree well with the experimental measurements. Through the strengthening model, the relationship between minimum cooling rate and grain size was studied: the grain size should be smaller than 14  $\mu\text{m}$  if the cooling rate is 55 °C/min, the grain size should be smaller than 16.8  $\mu\text{m}$  if the cooling rates is 72 °C/min, and the grain size should be smaller than 20  $\mu\text{m}$  if the cooling rates is 81 °C/min. The relationship between minimum cooling rate and grain size can be used as a criterion for the guidance of parameter design of heat treatment process through simulation.

**Key words:** FGH96; minimum cooling rate; grain size; multi-mechanistic strengthening model

---

Corresponding author: Guo Jianzheng, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, E-mail: guo\_jianzheng@qq.com