

一种新型镍基粉末高温合金涡轮盘的双性能热处理工艺研究

程俊义^{1,2}, 刘朝峰^{1,2}, 马向东¹, 肖磊¹, 郭建政^{1,2}, 冯干江^{1,2}

(1. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

(2. 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518035)

摘要: 采用真空感应熔炼+制粉+热等静压+热挤压+等温锻造工艺制备实验盘坯, 在实验盘坯上取样并进行热处理和力学性能测试, 得到合金 FGH4113A 的亚固溶和过固溶热处理温度范围和力学性能变化规律。同时, 通过测温实验验证仿真模拟的热边界条件。随后, 提出了一种基于实验和有限元分析方法设计盘轴一体化镍基粉末高温合金涡轮盘的热处理工艺方法。最后, 采用该方法制定的热处理工艺, 成功地制备出了大尺寸双性能涡轮盘, 并对其不同部位的显微组织和力学性能进行系统的验证和分析。结果表明: 采用该方法制备的全尺寸双性能盘件不同部位的晶粒尺寸符合预测; 通过改变隔热工装的尺寸和热处理保温时间可以调整盘件热处理的温度梯度; 盘件晶粒过渡区晶粒尺寸过渡平缓; 细晶组织的合金具有较好的低温强度, 而粗晶组织的合金则具有较好的高温抗蠕变性能。

关键词: 镍基粉末高温合金; 双性能热处理; 显微组织; 有限元分析

中图分类号: TG146.1⁺5; TG132.3⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)09-2614-10

镍基粉末高温合金被广泛应用于制备航空发动机涡轮盘。美国 P&W 公司在 20 世纪 60 年代将 Astroloy 合金制备成粉末盘件, 此后, 美俄欧等国家和地区陆续开发出服役温度为 550~600 °C 的第 1 代镍粉末高温合金、600~650 °C 的第 2 代及 700~750 °C 的第 3 代合金^[1]。欧美国家通常采用氩气雾化法 (AA) 制粉+热等静压+热挤压+等温锻造+热处理工艺路线制备涡轮盘件^[2], 俄罗斯则采用等离子旋转电极雾化法 (PREP) 制粉+热等静压+热处理工艺路线。

航空发动机涡轮盘在服役时, 轮缘承受高温, 需要较高的蠕变强度, 其组织以粗晶为宜; 轮毂在离心力作用下承受较大的拉应力, 其组织以细晶为宜。为实现轮缘粗晶而轮毂细晶组织, 美国 Pratt & Whitney 公司提出 DPHT (dual properties heat treatment) 工艺^[3]制备双性能粉末涡轮盘件, 并于 1997 年开始在 F22 战机的 F119 型发动机上装备^[2]。DPHT 工艺对盘缘使用感应加热方式获得粗晶组织, 对控制精度要求很高且需改造常规热处理炉、开发特殊的电控设备和软件控制系统, 故工艺复杂、成本高昂、量产难度大^[4]。美国国家航空航天局 (NASA) 格林研究中心于 2003

年提出 DMHT (dual microstructure heat treatment) 工艺^[5], 其最大特点是使用常规热处理炉, 在进行梯度热处理时使用隔热工装包裹盘芯, 盘缘裸露在炉中, 形成温度梯度^[4,6]。NASA 公开的实验报告表明, 使用 DMHT 工艺制备的 ME3 和 LSHR 合金双性能涡轮盘显微组织和力学性能具有明显的双重组织特征^[7-9]。然而, 如果温度场过渡过于剧烈, 盘件在轮缘和轮毂之间的过渡区晶粒尺寸会产生突变^[6], 成为性能薄弱区。国内外高温合金粉末双性能涡轮盘的制备工艺较少见诸报道。本研究在 DMHT 的工艺基础上, 引入有限元分析方法, 旨在开发一个低成本、易操作的梯度热处理工艺, 实现盘件晶粒尺寸的精确控制和平缓过渡。

1 实验

实验材料为自主研发的新一代镍基粉末高温合金 FGH4113A (WZ-A3), γ' 相固溶温度约 1150 °C^[10-11]。合金经真空感应熔炼、粉末制备、粉末筛分, 得到粒度均匀的金属粉末。随后将粉末填充入包套, 并进行脱气封装, 在近 γ' 相固溶温度进行热等静压+热挤压, 获得晶粒度为 12~13 级均匀细小的晶粒组织。最后进

收稿日期: 2023-09-01

基金项目: 国家科技重大专项 (2017-VI-0009-0080); 广东省引进创新创业团队项目 (607264877417); 深圳市工业和信息化局项目 (201806071114243770)

作者简介: 程俊义, 男, 1986 年生, 博士生, 深圳万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518035, 电话: 0755-82731326, E-mail: 1025046204@qq.com

表 1 FGH4113A 合金固溶热处理实验

Table 1 Solution heat treatment experiments of FGH4113A alloy

Experiment	Temperature/°C	Soaking time/min
A	1110, 1130, 1170, 1175, 1180, 1185	0
B	1100, 1120, 1140, 1160	0, 15, 30, 60, 80

行等温锻工艺制备盘坯。在锻造盘坯上取试样进行热处理实验，获取热处理工艺与盘件晶粒尺寸关系，热处理实验温度介于 1100~1190 °C，保温时间介于 0~80 min，如表 1 所示。根据试样测试结果确定 FGH4113A (WZ-A3) 亚固溶热处理温度和过固溶热处理温度分别为 1120 和 1185 °C，选取锻造态材料制备力学性能试棒，分别进行 1120 °C 亚固溶和 1185 °C 过固溶热处理，气冷，时效制度均为 815 °C/8 h，炉冷。随后进行室温拉伸、800 °C/330 MPa 蠕变、700 °C 应变控制 0%~0.8% 低循环疲劳、700 °C 疲劳裂纹扩展测试，对比亚固溶态及过固溶态样品的显微组织和力学性能差异。高温测试的实验条件根据某航空发动机服役状态进行设计，轮缘在正常转速下的最高服役温度和离心力分别约为 800 °C 和 330 MPa。螺栓孔位于轮缘和轮毂之间，服役状态下温度不高于 700 °C，但受力状态高于轮缘。随后通过测温试验获取仿真模拟所需的边界条件，使用有限元仿真模拟设计全尺寸盘件的温度场变化分布及对应的晶粒尺寸。最后将设计工艺路线应用到制备全尺寸盘轴一体复杂结构双性能涡轮盘件。

2 结果与分析

2.1 热处理工艺与显微组织

FGH4113A 合金作为沉淀强化型镍基粉末高温合金，是一种以 γ' 相为主要强化相的多晶体粉末合金。 γ' 相的尺寸分布和体积分数以及晶粒尺寸对力学性能有显著影响。热处理工艺设计的主要目的是通过热处理温度以及固溶冷速调控合金中的 γ' 相以及晶粒组织，更好地适配盘件的服役状态。 γ' 相的固溶温度主要受合金的化学成分影响，当热处理温度低于 γ' 相固溶温度时，称为亚固溶热处理；高于固溶温度时，称为过固溶热处理。亚固溶热处理时，晶界保留未回溶的大尺寸 γ' 相，对晶界起钉扎作用，抑制合金在高温下的晶粒长大，晶内 γ' 相通常会发生一定程度的回溶，并在冷却过程中重新析出，FGH4113A 合金典型显微组织如图 1a、1b 所示。过固溶热处理时， γ' 相完全回溶，晶粒在高温下快速长大，如图 1c、1d 所示。固溶热处理后的冷却速度显著影响 γ' 相尺寸和形貌，由 γ' 相的析出和粗化动力学决定^[12-14]。

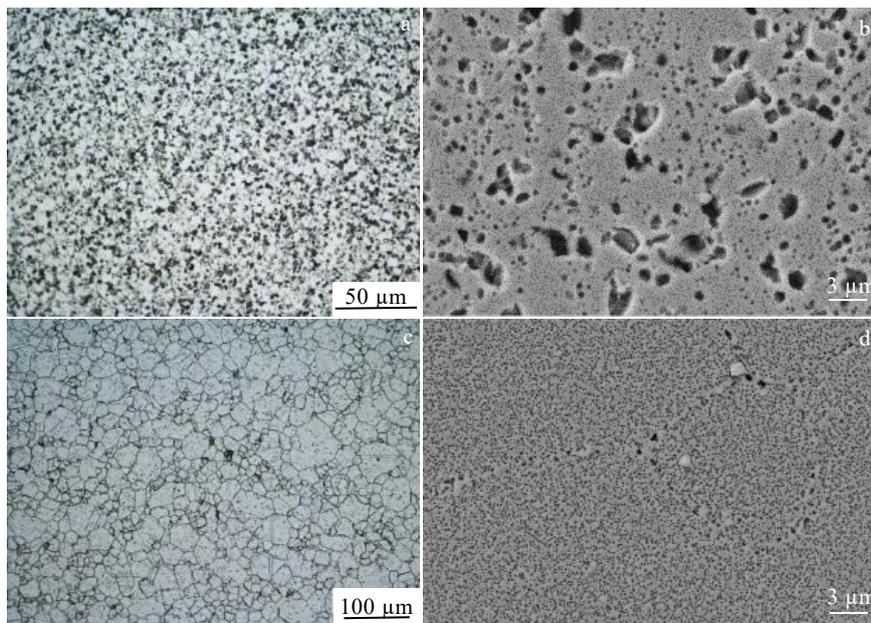


图 1 FGH4113A 合金不同热处理的显微组织

Fig.1 Microstructures of FGH4113A alloy: (a) sub-solvus grains, (b) sub-solvus γ' phase, (c) super-solvus grains, and (d) super-solvus γ' phase

温度是影响镍基粉末高温合金晶粒生长的最主要因素，温度越高晶界越易迁移。在一定温度下，晶粒生长至极限尺寸后就不再长大，但提高温度后晶粒将继续生长^[15]。晶界上的第二相粒子、固溶微量元素都有可能钉扎晶界，不利于晶界迁移。晶界能越高的晶界越不稳定，易发生迁移。晶界的界面能与相邻晶粒的位相差有关，小角度晶界界面能低，界面能高的大角度晶界迁移能力高。锻造态镍基粉末高温合金固溶状态晶粒生长主要受热处理温度、热处理时间、晶界 γ' 相、晶界碳化物、再结晶程度及热变形参数影响。动态再结晶发生在热变形阶段，静态再结晶发生在固溶保温阶段^[16-17]。热变形参数直接影响动态再结晶^[18]，间接影响静态再结晶，与过固溶热处理后的晶粒尺寸有明显关联^[19-20]，此外，特定的热变形工艺，如高温高应变速率会诱发异常晶粒长大^[21-22]。在盘件局部热变形参数相差不大的情况下，使用锻造态合金进行热处理实验，可获得晶粒尺寸与热处理温度及保温时间的关系，见图 2。

固溶温度及固溶冷却速度是影响镍基粉末高温合金 γ' 相尺寸和形貌的最主要因素^[23-28]。固溶温度越高，回溶至基体的 γ' 相占比越高^[11]。固溶冷却速度越快，冷却析出的 γ' 相尺寸越小、密度越高，有利于力学性能^[29-34]。

2.2 热处理工艺与力学性能

图 3 是 FGH4113A 合金 1120 和 1185 °C 热处理态的部分力学性能对比，两者的平均晶粒尺寸分别为 5.5~6.5 μm 和 25~35 μm 。由图 3 可见，在高温状态下的蠕变、疲劳裂纹扩展抗力过固溶态优于亚固溶态。通常来说，第 1 代至第 3 代镍基粉末高温合金的室温屈服强化机制主要有 4 方面，分别是固溶强化、沉淀强化、晶界强化和共格强化^[29-30,32-34]。

2.2.1 拉伸性能

镍基粉末高温合金包含多种合金元素。这些合金元素会进入 γ 相基体或 γ' 强化相。由于它们的原子直径不同，晶格会发生弹性畸变，从而提高基体的强度。合金元素 γ 相基体的固溶强化计算模型计算每种合金元素对基体的强化效应并进行线性或非线性叠加^[35-39]，有的研究也计算了合金元素对 γ' 相的固溶强化贡献。镍基粉末高温合金的固溶强化主要由成分比决定，热处理工艺对其影响有限。

晶界可以阻碍合金塑性变形，对合金的强化效果与晶粒尺寸成反比。Hall-Petch 公式可以较准确地描述这一关系^[40-41]：

$$\sigma = k_{\gamma} d_m^{-1/2} \tag{1}$$

式中， σ 为细晶强化贡献， k_{γ} 为 Hall-Petch 常数^[42-44]，可取 750 $\text{MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$ 。 d_m 为平均晶粒尺寸。晶粒尺寸越细，晶界强化效果越高。平均晶粒尺寸与热处理温度呈反比关系。平均晶粒尺寸越小，热成形性能越好，锻造态组织一般拥有较细的晶粒，使用亚固溶热处理可以在调整 γ' 相的同时维持较高的晶界强化效果。晶界强度在低温时高于晶粒，在高温时弱于晶粒。温度升高时，晶界和晶粒强度均会降低，但晶界强度下降较快，晶界和晶粒强度相等的温度称为等强温度。随着温度提高，晶界强化效果会下降甚至消失。由 Hall-Petch 公式^[40-41]可知，室温状态下平均晶粒尺寸为 6 和 30 μm 的 FGH4113A 合金晶粒组织提供的强度贡献差距约 160 MPa。

对于镍基粉末高温合金室温拉伸测试，沉淀强化机制主要有位错切割及绕过 γ' 相。 γ' 相具有 L1_2 有序结构，领先位错切过 γ' 相时，跟随位错需克服反相畴界面能^[45]。当一组位错对内存在整个或多个 γ' 相时，称为

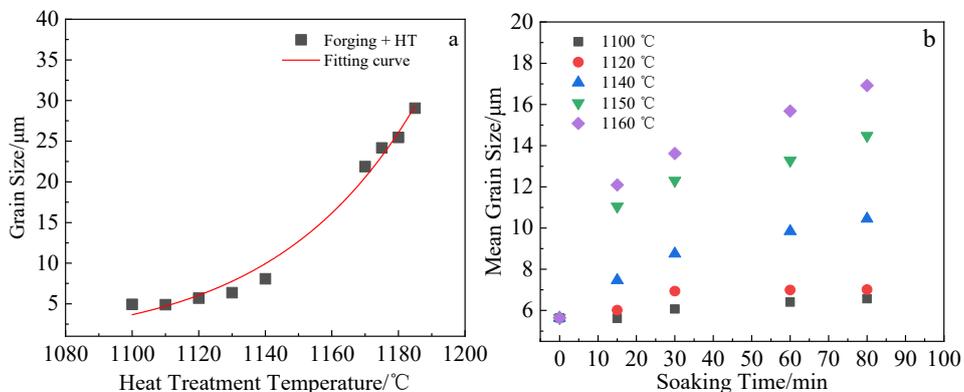


图 2 锻造态 FGH4113A 合金晶粒尺寸与热处理温度及保温时间的关系

Fig.2 Relationships of grain size of forged FGH4113A alloy with heat treatment temperature (a) and soaking time (b)

弱切割^[29]，强化效果随 γ' 相尺寸增加而增大。当跟随位错进入 γ' 相时，领先的位错仍在 γ' 相内，则称为强切割^[29]，其强化效果随 γ' 相尺寸增大而减小。

弱切割贡献可用公式(2)表示^[33]：

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

强切割贡献可用公式(3)表示^[40]：

$$\Delta\tau_s = \frac{1}{2} \left(\frac{Gb}{d_s} \right) f^{1/2} 0.72w \left(\frac{\pi d_s \gamma_{APB}}{wGb^2} - 1 \right)^{1/2} \quad (3)$$

其中， τ 为临界剪切应力， γ_{APB} 为反相畴界面能， w 为一对位错之间排斥的参数， b 为柏格斯矢量， d_s 为强化相尺寸， f 为 γ' 相体积分， A 为几何常数， G 为 γ' 相的剪切模量，线性张量 T 为：

$$T = \frac{Gb^2}{2} \quad (4)$$

随着 γ' 相尺寸进一步增大，导致颗粒间距增加，位错弯曲所需的力减小，与 γ' 相的交互机制逐渐转变为 Orowan 绕过为主^[31]：

$$\tau_{Orowan} = \frac{Gb}{L} \quad (5)$$

式中， L 为有效颗粒间距， L 用公式(6)表示^[46]：

$$L = \sqrt{\frac{8}{3\pi f}} d_s - d_s \quad (6)$$

镍基粉末高温合金冷却析出的小尺寸 γ' 相与 γ 相基体具有共格状态。由于 γ' 相和 γ 相的晶格常数不同，两者的界面会产生弹性畸变场。弹性应变场相当于给合金提供了内应力以抵抗变形。共格强化效果主要与错配度有关，满足公式(7)^[47-49]：

$$\tau_{co} = 3G_\gamma \delta^{3/2} \left(\frac{df}{2b} \right)^{1/2} \quad (7)$$

式中， G_γ 为 γ 相剪切模量， δ 为合金的错配度，该公式用于描述球形的共格 γ' 相。共格强化效果随错配度的绝对值和 γ' 相的尺寸增加而增加。 γ' 相与 γ 相具有不同的热膨胀系数，其错配度绝对值会随温度变化。 γ' 相尺寸增大到一定程度后，其界面会从共格状态转变成非共格状态^[31-50]，失去共格强化效果。考虑到镍基粉末高温合金的服役条件，需要在高温下保持较小的错配度绝对值以抑制 γ' 相粗化，因此，新一代镍基粉末高温合金的共格强化的效果通常不高^[31]。

综上，可以通过热处理工艺调整 γ' 相的尺寸、占比和晶粒尺寸，从而影响抗拉强度。在同样的固溶冷

速下，晶粒尺寸越小，抗拉强度越高。为了保证盘件的性能并避免淬火开裂，会在合理的范围内采用较高的冷速。

2.2.2 蠕变性能

据研究报道^[51]，不同的蠕变温度和应力组合下，镍基粉末高温合金的显微组织会产生不同的特征，如反相畴界、层错、微孪晶等。在中温高应力蠕变条件下，其主要的变形机制是微孪晶，不全位错切入 γ' 相后发生原子重排或在基体中解离后形成微孪晶结构^[51-52]。涡轮盘在服役条件下通常处在中温(650~750℃)范围，应力范围约在650~750MPa，二次 γ' 相的尺寸和三次 γ' 相的尺寸和占比可显著影响该条件下的蠕变抗力^[53]。在高温低应力蠕变条件下，如800℃/330MPa，合金的蠕变变形通常为以 Orowan 绕过机制为主的晶内位错运动、晶界滑移和扩散蠕变^[45,51,54]。晶内和晶界的蠕变变形是相互独立进行的。当前，预测高温蠕变寿命的模型主要基于 Orowan 绕过机制，但仍缺乏与其他因素耦合作用下的蠕变寿命预测模型^[53-57]。对于 Orowan 绕过机制，三次 γ' 相在高温下溶解是稳态蠕变速率提高的重要因素。因此，控制晶粒尺寸对于调控盘件的高温蠕变性能有重要意义，增大晶粒尺寸、减小晶界占比可有效地提高蠕变抗力。在同样的冷速条件下，热处理温度越高、晶粒尺寸越大，高温蠕变抗力越好。

2.2.3 低周疲劳和裂纹扩展性能

低周疲劳试样的裂纹萌生机制是循环塑性应变以及驻留滑移带的形成，大尺寸晶粒更易形成平台型裂纹源^[58-60]。过固溶热处理试棒的裂纹源通常为平台型，亚固溶热处理试棒的裂纹源通常为夹杂型。亚固溶热处理试棒平均晶粒尺寸较小，不易产生平台型裂纹源，在不受夹杂物影响下，疲劳寿命上限高于粗晶组织。但裂纹源易在夹杂物周围萌生，疲劳寿命上限受夹杂物影响明显。这也是镍基粉末高温合金经亚固溶热处理后低循环疲劳寿命分散性较大的原因之一。在设计双性能盘的晶粒尺寸时，应根据盘件不同部位的服役条件，调整晶粒尺寸，优化筛粉工艺，保证盘件所有部位高于性能指标。疲劳裂纹在晶界和析出相处萌生后更易沿晶界扩展连接^[61]，故细晶组织的裂纹扩展抗力低于粗晶组织。细晶组织和粗晶组织有各自的力学性能优势，借助模拟仿真，依据涡轮盘件的服役条件，通过设计热处理时的温度场调控盘件各部位的晶粒尺寸，是一条高效简洁的设计方案。

2.3 双性能涡轮盘件热处理温度场设计

研究团队通过仿真模拟设计梯度热处理工艺，使盘缘裸露在炉腔内，盘芯被隔热工装包裹，如图4a所示。盘面直径625mm，轴高300mm，盘缘厚

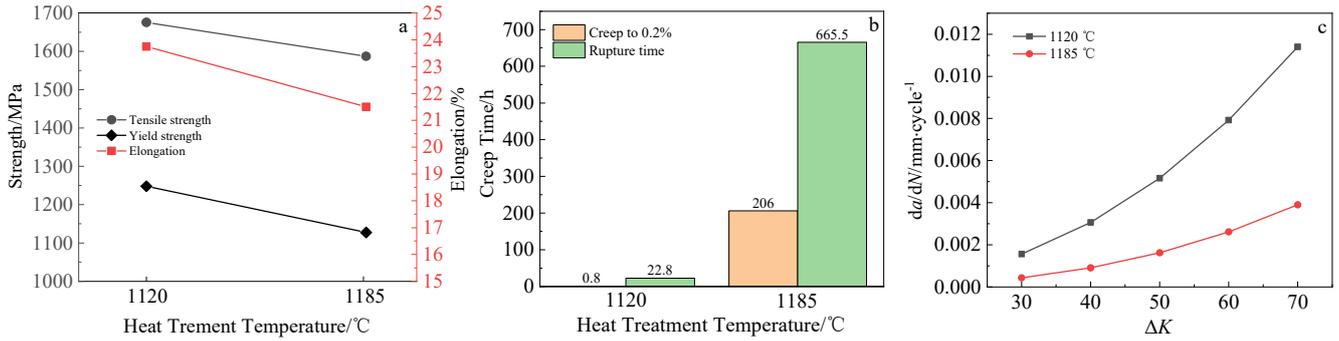


图 3 FGH4113A 经亚固溶热处理和过固溶热处理后的室温拉伸性能、800 °C/330 MPa 抗蠕变性能及 700 °C 疲劳裂纹扩展抗力对比
 Fig.3 Mechanical properties of FGH4113A alloy after sub-solvus and super-solvus heat treatment: (a) tensile at 25 °C; (b) creep resistance under 800 °C/330 MPa; (c) fatigue crack growth at 700 °C

度 40.5 mm，芯部通孔直径 60 mm，图中标记的 Point 1-4 为控温点，其中，2 号控温点沿径向往外设计为粗晶组织，最低温度大于 1185 °C；2 号至 3 号控温点为晶粒过渡区，瞬时温度为 1100~1185 °C；3 号控温点沿径向往盘件内部设计为细晶组织，最高温度低于 1100 °C。

仿真使用的热量传输方程可用以下公式表示：

$$\Delta Q = h(T - T_a) + k\delta(T^4 - T_a^4) \quad (8)$$

式中， $h(T - T_a)$ 为对流换热，用于描述盘件表明与接触介质之间的换热，由换热系数 h 、盘件温度 T 和环境温度 T_a 组成； $k\delta(T^4 - T_a^4)$ 为辐射换热，包括波兹曼常数 k 和辐射系数 δ 。所需的边界条件通过实验测得。盘缘与炉内空气的换热系数假设约为 $10 \text{ W} \cdot (\text{m}^2 \cdot \text{K})^{-1}$ ，盘件与隔热工装的接触换热系数假设约为 $50 \text{ W} \cdot (\text{m}^2 \cdot \text{K})^{-1}$ ，炉腔内辐射系数约为 0.5，三者随外部条件变化较小，模拟中设为定值。FGH4113A 合金盘件及隔热材料的导热系数 λ 如图 4b 所示，FGH4113A 合金的导热系数比隔热材料高约 2 个数量级，二者均随温度升

高而略微升高。FGH4113A 合金的比热容 c 随温度升高略微上升。当盘芯被隔热材料包裹时，缺少热辐射，只有热量沿盘缘往盘芯方向传导，形成径向温度梯度。通过调整隔热材料尺寸和热处理加热速度和保温时间可有效地控制盘件出炉前的温度梯度。将全尺寸测温实验盘件置于炉内随炉升温 270 min 后，通过热电偶测得的控温点加热曲线与仿真模拟对比如图 4c 所示，实测温度与仿真模拟结果一致。

2.4 模拟仿真双性能涡轮盘件的晶粒尺寸分布

图 5a 是根据双性能涡轮盘试验件尺寸的梯度热处理出炉前固溶温度分布模拟仿真图。温度梯度沿径向分布，结合显微组织试验获得的拟合方程预测平均晶粒尺寸如图中标记所示。图 5b 为解剖盘件的平均晶粒尺寸分布图。据仿真模拟结果，盘件细轴面台阶位置热处理温度为 1110~1120 °C，预测该部位及更低热处理温度的区域平均晶粒尺寸约 $6 \mu\text{m}$ ，该结果与解剖盘测量数据吻合良好。图 5c 为不同固溶温度下预测晶粒尺寸与盘件实测晶粒尺寸对比，亚固溶区域的实测

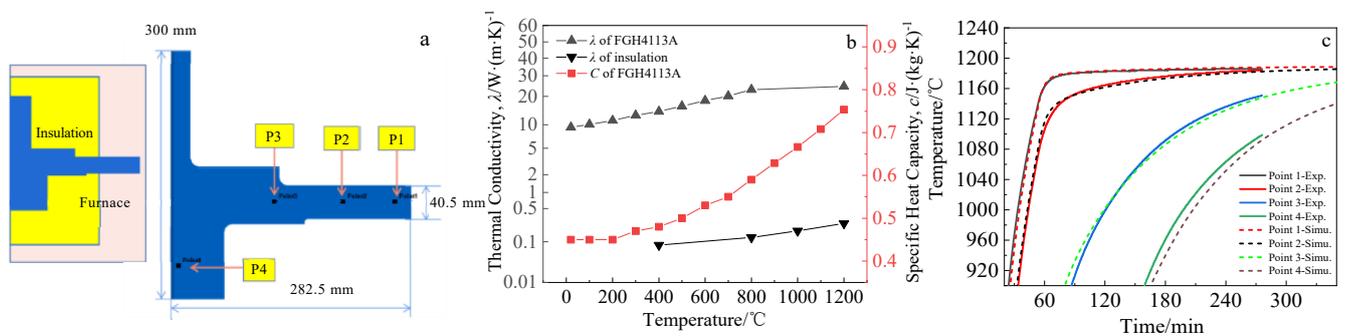


图 4 FGH4113A 合金双性能涡轮盘梯度热处理仿真模拟

Fig.4 Simulation of the FGH4113A alloy dual-microstructure turbine disk: (a) layout of dual-microstructure heat treatment and temperature control points; (b) partial thermophysical parameters; (c) temperature comparison between simulation and experiment

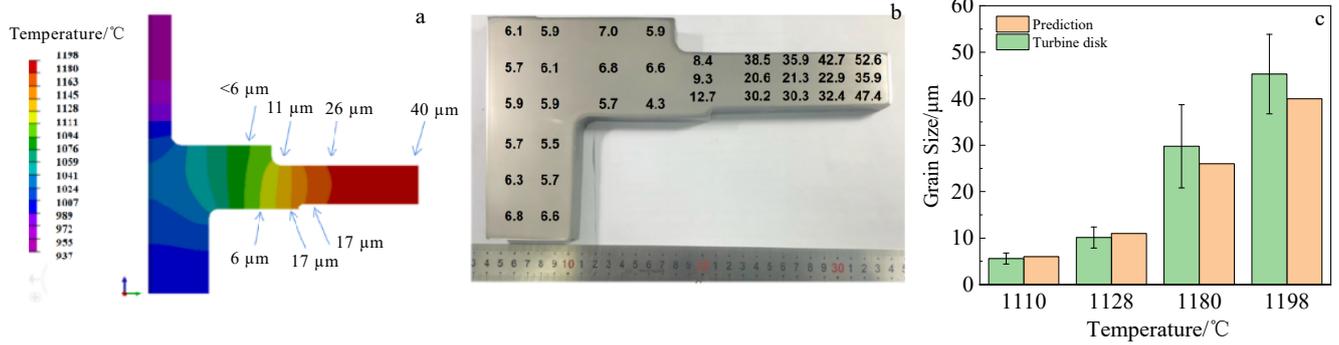


图 5 FGH4113A 合金双性能涡轮盘试验件

Fig.5 Dual-microstructure heat treated turbine disk of FGH4113A alloy: (a) prediction of temperature field and average grain size; (b) average grain size of experiment disk; (c) grain size comparison between prediction and experiment

数据标准差较小，平均晶粒尺寸与预测晶粒尺寸保持一致，但过固溶热处理部位的实测数据标准差稍大，且平均晶粒尺寸略大于预测值。

2.5 双性能涡轮盘件热处理后显微组织与力学性能

FGH4113A 大尺寸盘件经双性能热处理后盘缘和轮毂组织如图 6 所示，轮缘和轮毂晶粒尺寸分别约 45 和 6 μm ，与小试样热处理实验结果相符。图 7 为

FGH4113A 合金双性能涡轮盘试验件过渡区晶粒组织，图中白色虚线与隔热罩边缘位置重叠，粗晶组织与细晶组织无突变区，其原因在于温度过渡平缓。隔热罩内侧平均晶粒尺寸细小均匀，晶界分布大量一次 γ' 相。与隔热罩边缘重叠的位置晶界一次 γ' 相大量减少，晶粒尺寸明显增大，但中间层晶粒尺寸相对细，该现象同样存在于隔热罩外侧。观察隔热罩边缘中间层的

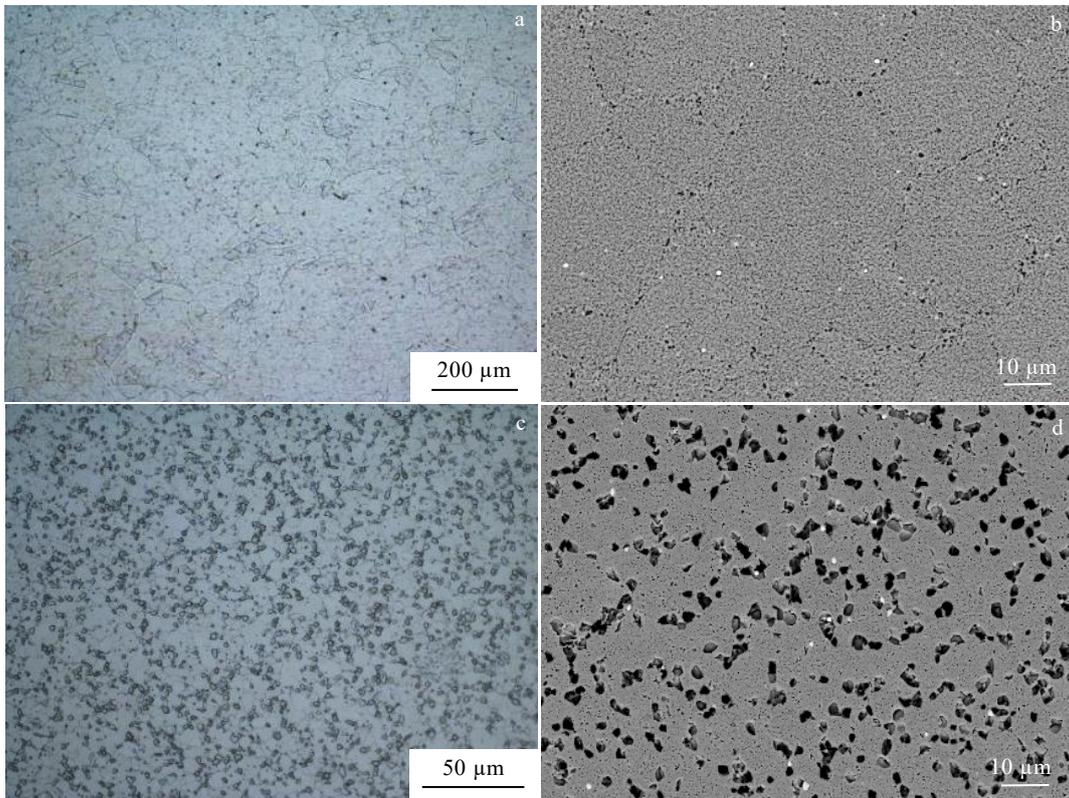


图 6 FGH4113A 合金双性能盘件的显微组织

Fig.6 Microstructures of dual-microstructure heat treated disk of FGH4113A alloy: (a) grains of rim, (b) γ' phase of rim, (c) grains of bore, and (d) γ' phase of bore

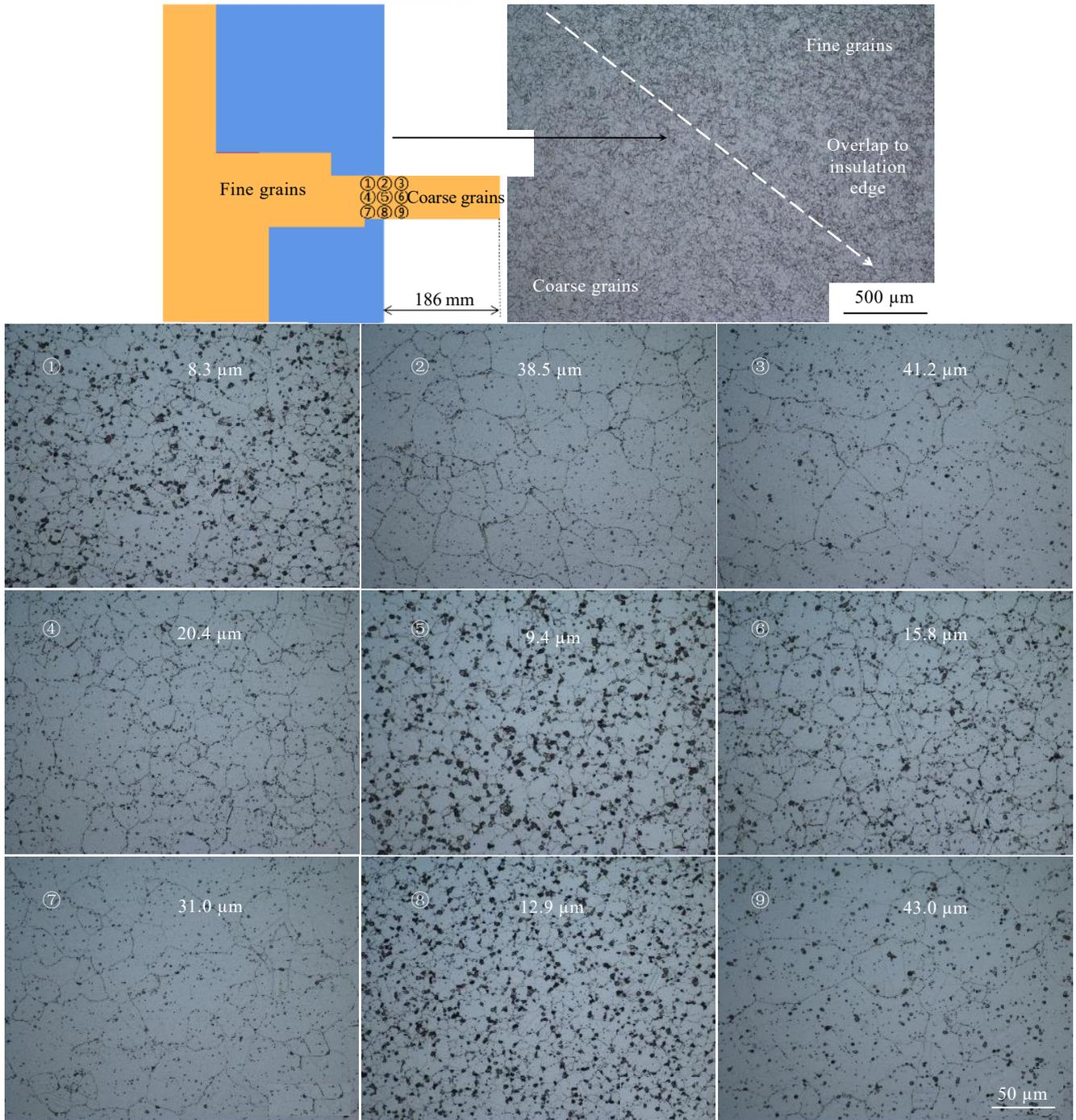


图 7 FG4113A 合金双性能涡轮盘过渡区晶粒组织

Fig.7 Microstructures of grains in the transition region of dual-microstructure heat treated turbine disk of FG4113A alloy

晶界 γ' 相，其数量稍多于垂直方向的盘面，表明该处热处理温度可能低于盘面。由于盘件内部依靠传热升温，该现象可能表明，整个盘缘中间层的热处理温度可能比设计温度略低。

图 8 是 FG4113A 合金部分力学性能测试结果。轮毂室温抗拉强度 \approx 轮缘 $>$ 轮辐，断后延伸率轮毂 $>$ 轮

辐 $>$ 轮缘。轮毂和轮缘室温屈服强度几乎相同，造成该现象的主要原因在于，大尺寸盘件轮毂较轮缘厚。在不改造炉体，且冷却方式相同的情况下，轮缘的冷速远高于轮毂。因此，轮缘的沉淀强化效果高于轮毂，晶界强化效果低于轮毂，导致两者的室温屈服强度接近。该现象亦会影响其他与 γ' 相有关的力学性能。当

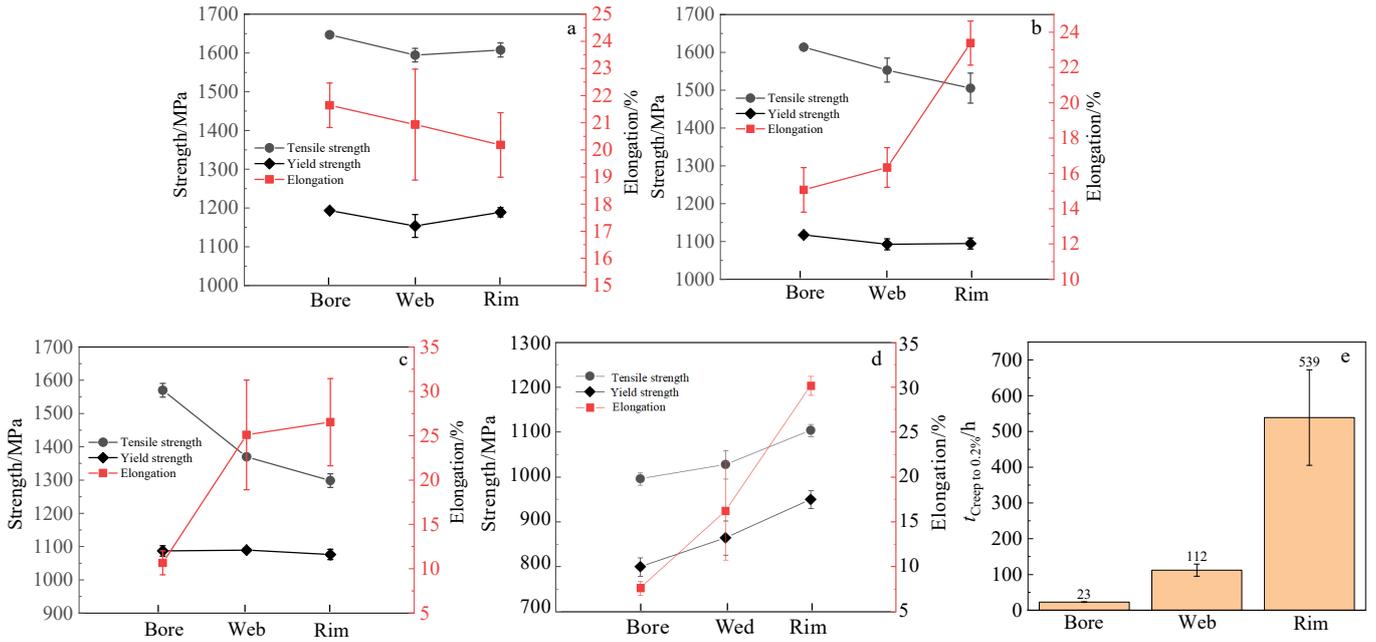


图 8 FG4113A 合金双性能涡轮盘力学性能

Fig.8 Mechanical properties of dual-microstructure heat treated turbine disk of FG4113A alloy: (a) room temperature strain tests; (b) 550 °C strain test; (c) 700 °C strain test; (d) 800 °C strain test; (e) creep test under 800 °C/330 MPa; (f) low cycle fatigue test under 700 °C/0%–0.8%

温度提升至 550 和 700 °C 时, 轮毂抗拉强度>轮辐>轮缘。随着测试温度进一步提升到 800 °C, 轮毂抗拉强度<轮辐<轮缘, 表明 800 °C 下晶界强度弱于晶内。在中温和高温条件下, 轮毂断后延伸率<轮辐<轮缘, 轮缘呈现优异的高温塑性。轮缘 800 °C/330 MPa 蠕变 0.2% 的时间均值为 539 h, 远高于轮毂的 23 h 和轮辐的 112 h, 其主要原因在于轮缘粗大的晶粒及细小的 γ' 相。

3 结 论

1) 亚固溶细晶组织的低温拉伸性能优于过固溶粗晶组织。过固溶粗晶组织的高温蠕变优于亚固溶细晶组织。FG4113A 合金双性能轮缘和轮毂的热处理温度宜分别采用 1185 和 1120 °C。

2) 通过试验获取仿真模拟边界条件, 在仿真模拟中调整隔热材料工装尺寸和保温时间可调整盘件出炉前的温度梯度。

3) FG4113A 双性能涡轮盘件轮缘和轮毂晶粒尺寸分别约 45 和 6 μm , 过渡区晶粒尺寸过渡平缓, 无突变区。

4) 通过仿真设计的热处理工装及热处理工艺计算得到的温度梯度、显微组织和力学性能在大尺寸双性能涡轮盘试验件上得到了验证。

参考文献 References

[1] Hu Lianxi (胡连喜), Feng Xiaoyun (冯小云). *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2018, 28(4): 1

[2] Zhang Yiwen (张义文), Liu Jiantao (刘建涛). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2013, 32(1):1

[3] Mathey G F, Jupiter F. *US Patent*, 5312497[P]. 1994

[4] Hu Benfu (胡本英), Tian Gaofeng (田高峰), Jia Chengchang (贾成厂) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2007, 27(4): 80

[5] Gayda J, Gabb T P, Kantzos P T. *US Patent*, 6660110B1[P]. 2003

[6] Gayda J, Gabb T, Kantzos P et al. *NASA Technical Reports Server*[R]. Washington DC: NASA, 2003: 22720

[7] Gabb T P, Gayda J, Telesman J et al. *NASA Technical Reports Server*[R]. USA: NASA, 2005: 186902

[8] GABB T P, Telesman J. *NASA Technical Reports Server*[R]. USA: NASA, 2002: 81280

[9] Gayda J, Gabb T, Kantzos P. *NASA Technical Reports Server*[R]. USA: NASA, 2003: 31352

[10] Zhang Gaoxiang (张高翔), Long Anping (龙安平), Xiao Lei (肖磊) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(8): 2781

[11] Cheng Junyi (程俊义), Xiong Jiangying (熊江英), Liu

- Chaofeng(刘朝峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(2): 700
- [12] Zhang Ming(张明), Liu Guoquan(刘国权), Wang Hao(王浩) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3258
- [13] Sun Xiangshangyang(孙向尚扬), Zhao Yan(赵彦), Lu Xiaogang(鲁晓刚) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2018, 28(1): 116
- [14] Fan X, Guo Z, Wang X *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 139: 382
- [15] Liu Z F, Wang C, Cheng J Y *et al. Materials*[J], 2023, 16: 6584
- [16] Ning Y, Yao Z, Fu M W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(28): 8065
- [17] Ning Y, Fu M W, Yao W. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 539: 101
- [18] Podany P, Novy Z, Dlouhy J. *Materials and Technology*[J], 50(2):199
- [19] Payton E, Wang G, Ma N *et al. Superalloys 2008*[R]. Pennsylvania: the Minerals, Metals & Materials Society, 2008: 975
- [20] Semiatin S L, McClary K E, Rollett A D *et al. Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2013, 43: 1649
- [21] Yang Jie(杨杰), Wang Xiaofeng(王晓峰), Ji Chuanbo(吉传波) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2014, 34(5): 7
- [22] Song Xiaojun(宋晓俊), Fang Shuang(方爽), Dong Yunpeng(东贇鹏) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2015, 44(13): 42
- [23] Klepser C A. *Scripta Metallurgica Et Materialia*[J], 1995, 33(4): 589
- [24] Babu S S, Miller M K, Vitek J M *et al. Acta Materialia*[J], 2001, 49(20): 4149
- [25] Radis R, Schaffer M, Albu M *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(19): 5739
- [26] Singh A R P, Nag S, Hwang J Y *et al. Materials Characterization*[J], 2011, 62: 878
- [27] Singh A R P, Nag S, Chattopadhyay S *et al. Acta Materialia* [J], 2013, 61: 280
- [28] Papadaki C, Li W, Korsunsky A M. *Materials*[J], 2018, 11: 1528
- [29] Kozar R W, Suzuki A, Milligan W W *et al. Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2009, 40(7): 1588
- [30] Goodfellow A J, Galindo-Nava E I, Christofidou K A *et al. Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2017, 49: 718
- [31] Goodfellow A J. *Materials Science and Technology*[J], 2018, 34(15): 1793
- [32] Goodfellow A J, Galindo-Nava E I, Schwalbe C *et al. Materials & Design*[J], 2019, 173: 107760
- [33] Collins D M, Stone H J A. *International Journal of Plasticity*[J], 2014, 54: 96
- [34] Galindo-Nava E I, Connor L D, Rae C. *Acta Materialia*[J], 2015, 98: 377
- [35] Gypen L A, Deruyttere A. *Journal of Materials Science*[J], 1977, 12(5): 1028
- [36] Deng W K, Zhang D, Wu H Y *et al. Scripta Materialia*[J], 2020, 183: 139
- [37] Roth H A, Davis C L, Thomson R C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1997, 28(6):1329
- [38] Kocks U F. *Metallurgical Transactions A*[J], 1985, 16(12): 2109
- [39] Fleischer R L. *Acta Metallurgica*[J], 1963, 11(3): 203
- [40] Hall E O. *Proceedings of the Physical Society Section B*[J], 1951, 64(9): 747
- [41] Petch N J. *Journal of the Iron and Steel Institute*[J], 1953, 174: 25
- [42] Thompson A W. *Metallurgical Transactions A*[J], 1977, 8(6): 833
- [43] Schänzer S, Nembach E. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 40(4): 803
- [44] Wallow F, Nembach E. *Scripta Materialia*[J], 1996, 34(3): 499
- [45] Reed R C. *The Superalloys Fundamentals and Applications* [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006
- [46] Ardell A J, Ozolins V. *Nature Materials*[J], 2005, 4(4): 309
- [47] Gerold V, Haberkorn H. *Physica Status Solidi (b)*[J], 1966, 16(2): 675
- [48] Decker R F. *Steel Strengthening Mechanisms Symposium*[C]. Zurich: AMAX, 1969: 1
- [49] Singhal L K, Martin J W. *Acta Metallurgica*[J], 1968, 16(7): 947
- [50] Neumeier S. *Auswirkung von Rhodium und Ruthenium auf die Mikrostruktur und das Hochtemperatur verformungsverhalten von Nickelbasis-Superlegierungen der 4. Generation*[D]. Erlangen: University Erlangen-Nuernberg, 2010
- [51] Smith T M, Unocic R R, Deutchman H *et al. Materials at High Temperatures*[J], 2016, 33(4): 1
- [52] Qu Pengfei(屈鹏飞), Yang Wenchao(杨文超), Yue Quanzhao(岳全召) *et al. Material Reports*(材料导报)[J],

- 2019, 33(12): 3972
- [53] Peng Z, Tian G, Jiang J *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 676: 441
- [54] Coakley J, Dye D, Basoalto H. *Acta Materialia*[J], 2011, 59: 854
- [55] Dyson B F. *Materials Science and Technology*[J], 2009, 25(2): 213
- [56] Gibbons T B, Hopkins B E. *Metal Science Journal*[J], 2013, 18(5): 273
- [57] Kim Y K, Kim D, Kim H K *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2016, 79: 153
- [58] Healy J C, Grabowski L, Beevers C J. *International Journal of Fatigue*[J], 1991, 13(2): 133
- [59] Oja M, Chandran K S R, Tryon R G. *International Journal of Fatigue*[J], 2010, 32: 551
- [60] Chen Q, Kawagoishi N, Wang Q Y *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2005, 27: 1227
- [61] Deng G J, Tu S T, Zhang X C *et al. Engineering Fracture Mechanics*[J], 2015, 134: 433
- [57] Kim Y K, Kim D, Kim H K *et al. International Journal of*

Dual-Microstructure Heat Treatment Process for Novel Nickel-Based Powder Metallurgy Superalloy Turbine Disk

Cheng Junyi^{1,2}, Liu Zhaofeng^{1,2}, Ma Xiangdong¹, Xiao Lei¹, Guo Jianzheng^{1,2}, Feng Ganjiang^{1,2}

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

(2. Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co., Ltd, Shenzhen 518035, China)

Abstract: A turbine for experiment was produced by vacuum induction melting + powder preparation + hot isostatic pressing+ hot extrusion+ isothermal forging processes. Samples were taken from the experimental disk for heat treatment tests and mechanical properties tests to determine sub-solvus and super-solvus heat treatment temperature ranges and mechanical property evolution rules of the FGH4113A alloy. In addition, thermal boundary conditions for simulation calculations were obtained through experiments. A method for designing heat treatment processes for full-size turbine disk components based on experiment and finite element analysis was proposed. Using this method, a full-size dual-microstructure turbine disk was successfully fabricated, and the microstructure and mechanical properties of the disks were verified and analyzed at various disk locations. The results show that the grain sizes of the full-size dual-microstructure disk match the predictions; by adjusting the thermal insulation size and holding time during heat treatment, the temperature gradient can be modified. The grain size transition zone exhibits a smooth change; fine-grained structures are in favor of low-temperature strength, while coarse-grained structures provide better resistance to high-temperature creep.

Key words: nickel-based superalloy; dual-microstructure heat treatment; microstructure; FEM

Corresponding author: Guo Jianzheng, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, E-mail: 218062@csu.edu.cn