

φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘锻件 热加工工艺研究

创新点：本文基于模型驱动与实际生产验证结合的方式开展动力装备用 φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘锻件热加工工艺研究。通过典型缩比件试制验证了微观组织模拟模型的可靠性，确定了超大规格 GH4738 合金涡轮盘锻件成形关键参数，锻件经热处理后组织性能满足使用要求，实现 φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘锻件工程化制备，同时揭示了超大尺寸 GH4738 涡轮盘因尺寸效应导致的淬火冷速差异及其对 γ' 相多尺度分布与性能梯度的影响规律。

收到初稿日期：

基金项目：中国机械工业集团有限公司青年科技基金项目资助（项目号：QNJJ-PY-2025-17）

作者简介：王照辉，男，1996 年生，博士生，工程师，主要从事航空发动机涡轮盘锻件研发，电话：15775546515，E-mail: 57553035@qq.com

φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘锻件 热加工工艺研究

王照辉^{1,2}, 张少辉², 孙攀贺¹, 姚凯俊^{1,2}, 邓浩², 向彪², 谢静², 徐文礼²,

江河¹, 董建新¹

(1 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

(2 中国第二重型机械集团德阳万航模锻有限责任公司, 四川 德阳 100863)

摘 要: 动力装备用超大规格 GH4738 合金涡轮盘锻件直径达 φ1500mm 以上, 是国内最大的 GH4738 合金锻件。采用 Simufact 数值模拟软件分析了摩擦系数、压制速度、始锻温度等参数对锻件的成形载荷、微观组织分布的影响, 确定了 φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘的最佳锻造工艺参数。同时, 采用相同工艺参数开展了缩比件的数值模拟与试制分析, 实际组织分布与模拟结果保持一致。基于验证结果, 在 8 万吨模锻压力机上完成了 φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘模锻成形, 锻件经热处理后组织性能满足使用要求, 实现 φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘锻件工程化制备。同时采用 TEM 定量表征了锻件不同位置析出相含量, 分析得出超大规格锻件在淬火冷却过程中, 截面不同位置的固溶降温不均匀这一尺寸效应引起最终锻件时效后表面二次 γ 析出相含量明显高于心部位置, 并导致不同位置拉伸性能存在明显差异。

关键词: 超大规格涡轮盘; GH4738 合金; 数值模拟; 尺寸效应

中图法分类号: TG???

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)0?-0???-0?

1 引言

GH4738 合金(国外牌号: Waspaloy)属于 Ni-Co-Cr 沉淀强化型变形高温合金, 在 760℃ 以下保持高的拉伸性能同时又具有足够的韧性, 同时具有很好耐烟气腐蚀作用, 广泛应用于航空发动机、烟气轮机及燃气轮机等动力装备的热端部位, 如涡轮盘、涡轮轴及叶片部件^[1-2]。

随着动力装备向高推重比、大功率逐步发展, 其所需 GH4738 合金涡轮盘的锻坯直径由 φ500mm、φ700mm 逐渐发展至 φ1500mm 级。近年来, 国内围绕 GH4738 合金成分优化、热变形行为、热处理等持续开展研究。在成分优化方面, 洪成森等^[3]深入探讨 Al、Ti 元素对 γ' 强化相的影响, 提出采取协同增加 Al 和 Ti 含量的策略来提升 GH4738 合金的高温性能; 姚志浩等^[4]研究了 C 含量对 GH4738 合金中的 M₂₃C₆ 及 MC 析出温度及析出量的影响; 曲敬龙等^[5]提出优质 GH4738 合金的成分控制思路, 进一步提升合金的强韧性。针对其热变形行为, 虽然国内已经使用 Gleeble-3500 热模拟试验机进行了探究并确立了热加工图^[6], 而且研究了 GH4738 合金的组织演变行为并构建了 JAKE 模型^[7-10], 但对于模型在涡轮盘锻件成形模拟的适配分析及具体工艺控制没有明确。此外, 姚志浩^[11-12]、陈伟^[13]、李刚^[14]、吴玉博^[15]

等探究了不同热处理温度对 GH4738 合金组织及力学性能的影响, 提出了合金的热处理制度参考准则。总体而言, 在 GH4738 合金大规格涡轮盘锻件的工程化制备方面, 尚未进行热加工工艺的具体论述, 目前 φ1000 级以上 GH4738 合金涡轮盘主流供应商为法国奥布杜瓦、美国韦伯金属。

GH4738 合金涡轮盘由小及大的核心差异在于: 产品宏观尺寸的增大与棒材坯料初始晶粒度的增大引发涡轮盘热加工过程中热力参数时空非均匀性剧增, 给晶粒尺寸控制带来挑战。同时, 超大规格 GH4738 合金涡轮盘投影面积激增导致变形抗力剧增, 常规降载手段如: 升温、分步成形等易引发心部过热与终锻变形量不足的矛盾。因此宏观尺寸效应引起的更难晶粒控制与更大载荷需求是超大规格 GH4738 合金涡轮盘制备过程的主要难点。本文以动力装备用 φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘锻件为研究对象, 采用集成式数值模拟方法分析不同锻造参数对超大规格 GH4738 合金涡轮盘锻件成形载荷与晶粒尺寸的影响, 制定出充分且切实可行的热加工工艺方案, 并在国内最大的 8 万吨模锻压力机设备上完成了产品生产, 晶粒度、力学性能检测结果均满足使用要求, 实现了动力装备用 φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘锻件工程化制备。

收到初稿日期:

基金项目: 中国机械工业集团有限公司青年科技基金项目资助(项目号: QNJY-PY-2025-17)

作者简介: 王照辉, 男, 1996 年生, 博士生, 工程师, 主要从事航空发动机涡轮盘锻件研发, 电话: 15775546515, E-mail: 57553035@qq.com

2 试验与方法

2.1 原材料信息

φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘锻件用原材料采用 VIM+VAR 两联工艺熔炼, 熔炼后的铸锭经均匀化+开坯, 车光为 φ530mm 规格棒料。棒料取弦向力学性能试样、径轴向高倍组织试样, 经 1030℃/4h 固溶热处理+845℃/24h 稳定化热处理+760℃/16h 时效热处理后进行理化性能检测^[16]。

采用光学金相显微镜对棒料心部至边缘进行晶粒度分析, 浸蚀剂使用 HCL+铬酐。经观察, 原始组织心部、1/2R 处平均晶粒度为 1.5 级; 边缘平均晶粒度为 6.5 级。边缘至心部晶粒组织见图 1。

表 1 GH4738 棒材主要化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical composition of GH4738 bar (wt.%)

Element	C	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Fe	Ni
Content	0.047	19.41	13.25	4.24	1.54	3.01	1.06	Bal.

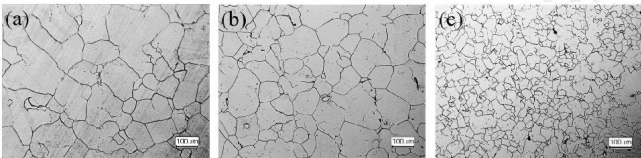


图 1 GH4738 棒材热处理后组织 (a)心部; (b)1/2R; (c)边缘

Fig.1 Microstructures of GH864 alloy under heat treatment condition

(a) center; (b) 1/2R; (c) edge

2.2 数值模拟参数

φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘锻件采用随形设计原则, 检验用试环位于辐板上下部位。锻件最大外轮廓尺寸为: φ1500×259mm, 重量为 3t, 投影面积超过 1.78m², 锻件形状如图 2 所示。

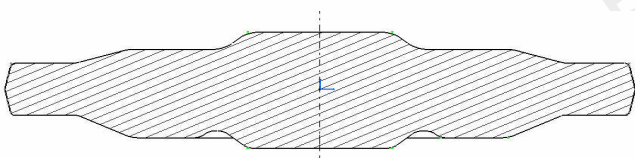


图 2 GH4738 合金涡轮盘锻件形状

Fig 2 Configuration of turbine disc forging GH4738 alloy

GH4738 合金涡轮盘锻造过程中会因位错密度的变化发生动态再结晶、亚动态再结晶及晶粒长大行为。为研究 φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘锻件热变形过程中内部组织演变规律, 本文采用全流程集成式模拟计算方法^[17-18], 使用二次开发后的金属热加工专业有限元软件 Simufact, 对涡轮盘在整个锻造过程中晶粒组织演变情况进行系统描述与模拟。表 2 所示为本文使用的晶粒组织演变模型, 在变形过程中当应变超过临界应变时进行动态再结晶计算, 变形后的冷却过程中进行亚动态再结晶计算, 当组织完全再结晶后开始晶粒长大计算, 其

中 1027℃为 γ'相完全固溶温度^[19]。

表 2 GH4738 的微观组织演变模型^[19]

Table 2 Microstructure evolution model of GH4738

Evolution	Model parameters
Critical strain	$\varepsilon_c = 4.57 \times 10^{-4} d_0^{0.54} Z^{0.28} (T \leq 1027^\circ\text{C})$ $\varepsilon_c = 1.43 \times 10^{-4} d_0^{0.54} Z^{0.106} (T > 1027^\circ\text{C})$ $X_{dyn} = 1 - \exp\left(-\ln 2 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_{0.5}}{\varepsilon}\right)^n\right)$
Dynamic recrystallization	$n = \begin{cases} 3 & T < 1010^\circ\text{C} \\ 2 & 1010^\circ\text{C} \leq T \leq 1027^\circ\text{C} \\ 1.8 & T > 1027^\circ\text{C} \end{cases}$ $\varepsilon_{0.5} = \begin{cases} 0.1449 d_0^{0.32} Z^{0.03} & T < 1010^\circ\text{C} \\ 0.056 d_0^{0.32} Z^{0.03} & 1010^\circ\text{C} \leq T \leq 1027^\circ\text{C} \\ 0.035 d_0^{0.32} Z^{0.03} & T > 1027^\circ\text{C} \end{cases}$ $d_{dyn} = \begin{cases} 8103 Z^{-0.16} & T \leq 1027^\circ\text{C} \\ 108.5 Z^{-0.0457} & T > 1027^\circ\text{C} \end{cases}$
Metadynamic recrystallization	$X_{mdyn} = 1 - \exp\left(-\ln 2 \left(\frac{t_{0.5}}{t}\right)\right)$ $t_{0.5} = 4.54 \times 10^{-5} d_0^{0.51} \dot{\varepsilon}^{-0.0073} \varepsilon^{-1.28} \exp\left(\frac{9708}{T}\right)$ $d_{mdyn} = 14.56 d_0^{0.33} Z^{-0.036} \varepsilon^{-0.44}$
Grain growth	$d^{4.5} = d_0^{4.5} + 7.457 \times 10^{37} \exp\left(-\frac{844492.46}{RT}\right)$

3 模拟分析

GH4738 合金热加工变形过程中, 压制速度、加热温度、摩擦系数等参数对锻件的成形载荷及微观组织有直接影响。GH4738 合金在 γ'强化相回溶温度以上变形可以有效降低抗力, 合适的始锻温度为 1040~1100℃^[10]。本文采用 Simufact 数值模拟软件结合其二次开发模块对 φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘锻件成形过程进行仿真计算, 分析锻造参数对 GH4738 合金涡轮盘锻件成形载荷及晶粒组织的影响规律, 最终确定合适的锻造工艺参数。

3.1 成形载荷分析

采用 Simufact 数值模拟软件分析不同压制速度: 1mm/s、10→1mm/s、10mm/s, 不同的始锻温度: 1040、1070、1100℃, 不同的摩擦系数: 0.3、0.9 对 φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘锻件模锻成形载荷的影响。模拟中模具温度设置为 350℃, 与工程生产保持一致。

φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘成形前期, 坯料与模具接触面小, 阻力小, 坯料表面温度高, 载荷缓慢上升; 坯料与模具完全接触后, 表面温度降低, 载荷不断增加, 在成形后期, 挤压飞边阶段载荷呈指数增加。

采用控制变量法模拟分析不同的始锻温度、摩擦系数及变形速度对 φ1500mm 级 GH4738 合金涡轮盘成形载

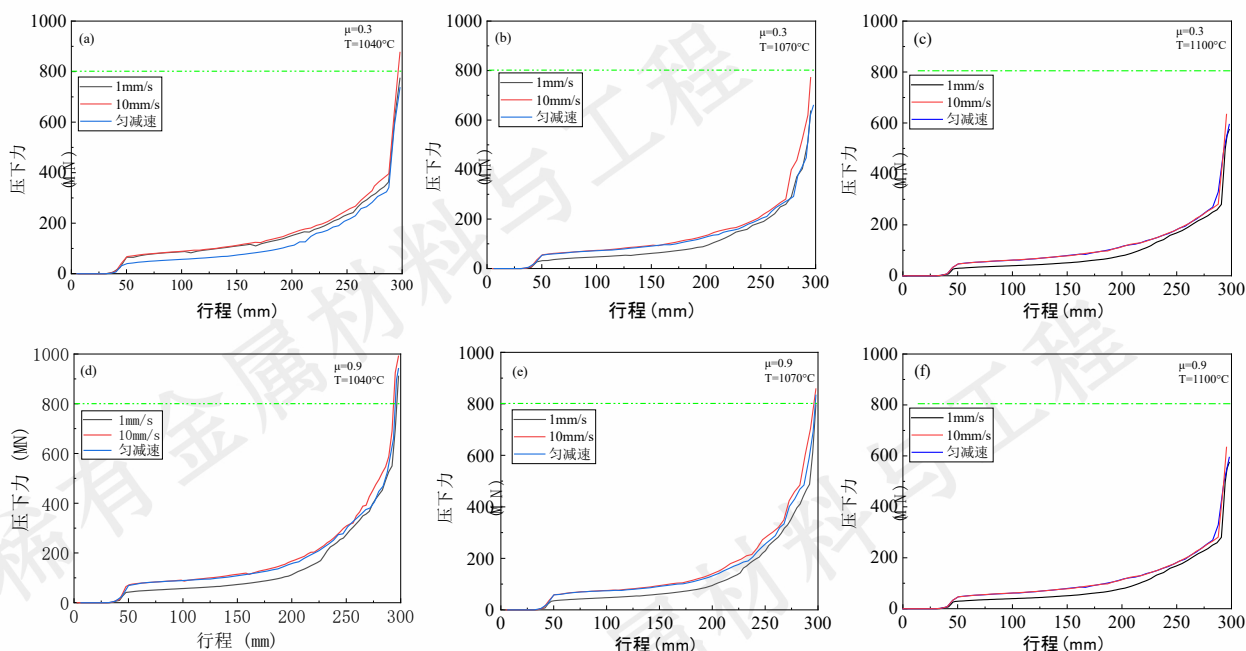


图3 不同摩擦系数及锻造温度下载荷分布

Fig 3 Load distribution at different friction coefficient and forging temperatures

荷的影响,如图3所示:1.慢速压制或匀减速压制,均有利于降低载荷。综合考虑锻造时间和变形抗力,选择匀减速较为合适,既避免了因速度较快引起的抗力增加,又避免了慢速造成的时间延长引起表面温度下降。2.随着锻造温度的升高,成形载荷大幅度降低。当锻造温度为1040℃时,载荷达到800MN,超过国内设备限制;当锻造温度为1100℃时,载荷降低至600MN。这是因为随着锻造温度的升高, γ' 相回溶能力增强,对晶界的钉扎作用减弱,锻件更容易变形。3.随着摩擦系数的降低,成形载荷显著下降。因此,锻造温度在1070℃以上,压制速度为10→1mm/s匀减速,生产时做好模具型腔润滑,可有效降低产品成形力。

3.2 晶粒组织分析

结合上述载荷分析结果,采用Simufact数值模拟软件分析压制速度为10→1mm/s、摩擦系数为0.3时不同始锻温度及冷却方式分别对 $\phi 1500\text{mm}$ 级GH4738合金涡轮盘锻后微观组织的影响。

不同始锻温度对 $\phi 1500\text{mm}$ 级GH4738合金涡轮盘锻后晶粒尺寸的影响如图4所示:始锻温度在1040℃以上时,锻件成形后均完成了再结晶,但随着锻造温度的增加,最终锻件的晶粒尺寸逐渐增加,这是因为模锻变形量大,高的始锻温度导致成形过程中心部温升明显,锻后冷却过程中进一步发生了晶粒长大,导致晶粒尺寸明显增加。

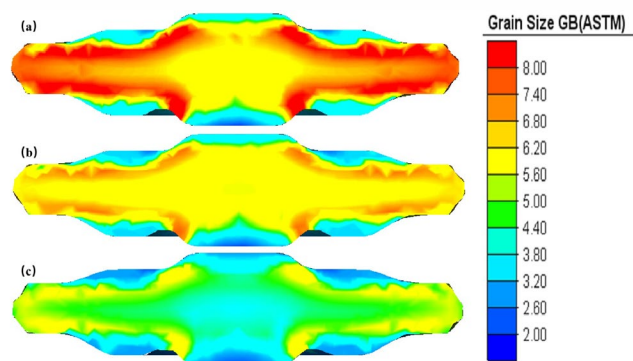


图4 不同始锻温度下以压制速度10→1mm/s、摩擦系数0.3锻造并空冷后的晶粒度分布(a) 1040℃; (b) 1070℃; (c) 1100℃

Fig.4 The distribution of grain size at different initial forging temperatures under forging speed is 10→1mm/s, friction coefficient is 0.3 and air cooling(a) 1040℃; (b) 1070℃; (c) 1100℃

不同冷却方式对 $\phi 1500\text{mm}$ 级GH4738合金涡轮盘锻后晶粒组织的影响如图5所示:锻后冷却速率对锻件各部位的中心组织影响显著, $\phi 1500\text{mm}$ 级GH4738合金涡轮盘锻件模锻完成后中心部位整体温度较高,冷却速率较慢时,中心晶粒在长时间高温状态下发生明显晶粒长大。

综上分析,采用1070℃锻造加热温度,10→1mm/s的压制速度,锻后空冷,提升接触润滑效果的工艺参数可在800MN压力机上制备出晶粒度 ≥ 4.0 级且分布均匀的 $\phi 1500\text{mm}$ 级GH4738合金涡轮盘锻件。

收到初稿日期:

基金项目:中国机械工业集团有限公司青年科技基金项目资助(项目号:QNJJ-PY-2025-17)

作者简介:王照辉,男,1996年生,博士生,工程师,主要从事航空发动机涡轮盘锻件研发,电话:15775546515, E-mail: 57553035@qq.com

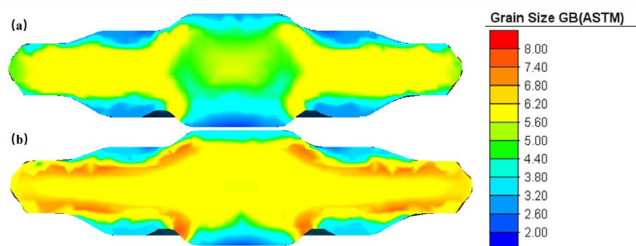


图5 在锻造温度 1070℃、压制速度 10→1mm/s、摩擦系数 0.3 锻造后不同冷却方式下的晶粒度分布: (a) 缓冷; (b) 空冷
Fig.5 The distribution of grain size at different cooling methods under forging temperature is 1070℃, forging speed is 10→1mm/s and friction coefficient is 0.3(a) slow cooling; (b) air cooling

4 产品实际生产

4.1 缩比件试制

为了进一步验证上述模拟模型的准确性及确定的锻造参数的合理性,开展了 $\phi 520 \times 175 \text{mm}$ 规格 GH4738 合金涡轮盘缩比件成形模拟及试制工作。其中, GH4738 合金涡轮盘缩比件成形火次与最终产品相同,均采用制坯+模锻成形,模锻选定的成形方案参数为:锻造温度 1070℃、压制速度 10→1mm/s、冷却方式空冷。

采用 Simufact 软件及表 2 的微观组织演变模型,对 GH4738 合金涡轮盘缩比件成形后的温度场、应变场及晶粒尺寸分布进行了模拟分析。同时在模锻压力机上,按照制定工艺条件开展了 GH4738 合金涡轮盘缩比件锻

造生产及热处理。热处理制度为: 1020℃固溶油冷→845℃稳定化热处理空冷→760℃时效空冷^[20]。热处理完成后对缩比件进行了高倍组织检验,并与模拟结果进行对比。

缩比件锻后温度场、应变场分布如图 6、图 7 所示,模拟结果表明: 锻件心部整体温度达 1000℃以上,锻件成形过程中与模具接触部位温度损失较高; 锻造整体应变分布均匀,无变形死区。

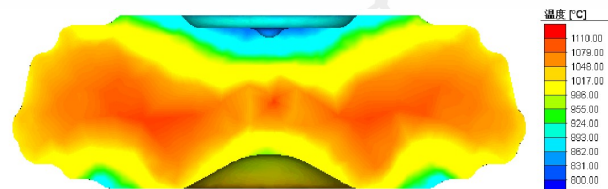


图 6 GH4738 合金涡轮盘缩比件锻后温度场分布

Fig.6 The temperature field distribution of the scaled-down component of the GH4738 alloy turbine disk after forging

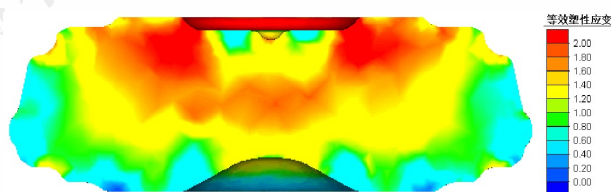


图 7 GH4738 合金涡轮盘缩比件锻后应变场分布

Fig.7 The strain field distribution of the scaled-down component of the GH4738 alloy turbine disk after forging

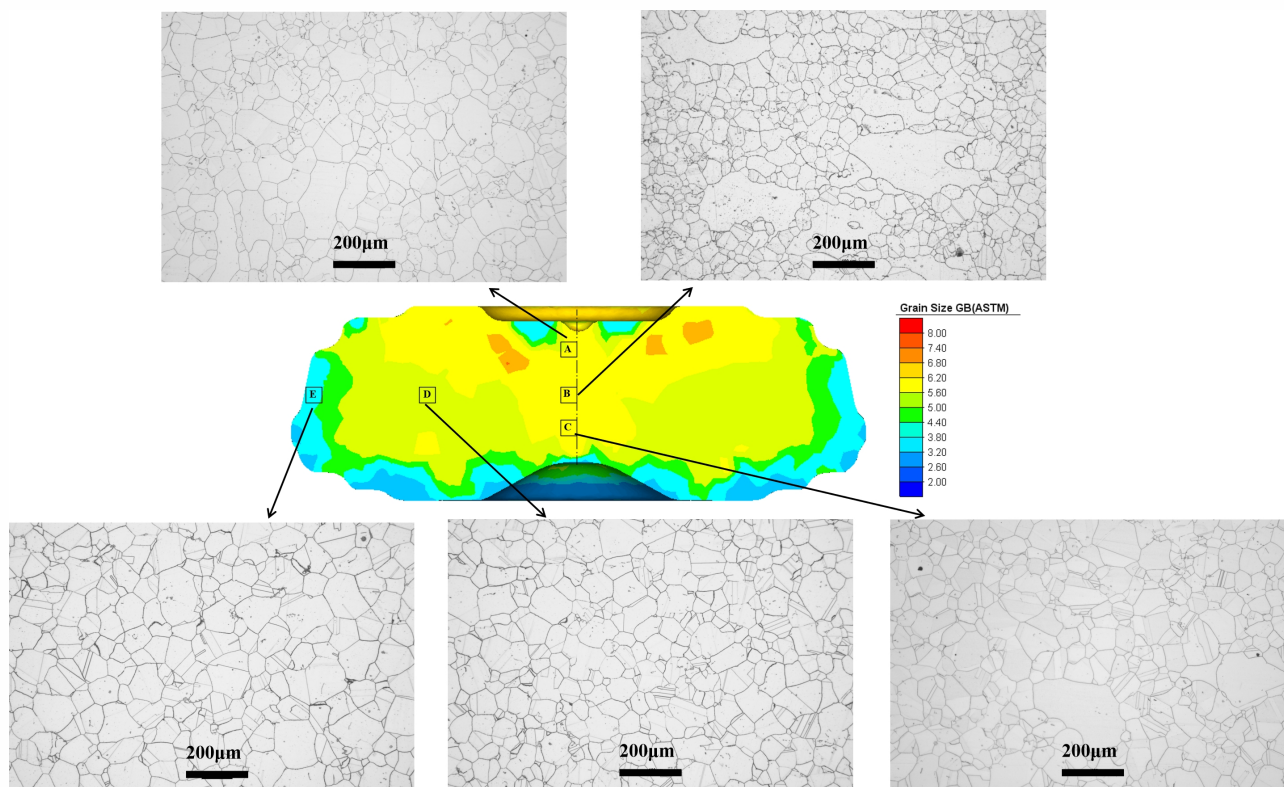


图 8 GH4738 合金涡轮盘缩比件锻造并空冷后晶粒度模拟与实际值对比

Fig.8 Simulation of grain size of the GH4738 alloy turbine disk shrinkage part forging and air cooling and comparison with actual values

缩比件锻后晶粒度模拟情况与实际值对比如图 8 所示, 模拟结果实际检测结果吻合度较高, 具体表现为: 模拟显示轮毂 A、B、C 三处位置晶粒度等级在 5.6~6.2 级之间, 实际检测结果为试样 A 中 6.0 级晶粒占比 80%, 3.0 级晶粒占比 20%、试样 B 中 6.0 级晶粒占比 95%, 0.5 级晶粒占比 5%、试样 C 中 6.0 级晶粒占比 75%, 3.0 级晶粒占比 25%; 三个试样中均存在个别粗大晶粒, 这是因为实际锻造过程中轮毂部位为最心部, 变形量最大, 且温度最高, 少量再结晶晶粒发生了长大。模拟显示辐板 D、轮缘 E 位置晶粒度等级分别为 5.0~5.6 级、3.8~4.4 级, 实际检测结果为试样 D 晶粒度为 5.0 级、试样 E 晶粒度为 4.5 级, 均分布均匀。

4.2 $\phi 1500\text{mm}$ 级涡轮盘制备

基于 GH4738 合金涡轮盘缩比件试制结果, 开展了 $\phi 1500\text{mm}$ 级 GH4738 合金涡轮盘锻件的生产制备。采用 Simufact 软件及表 2 的微观组织演变模型, 按 4.1 节确定的锻造主要参数对 $\phi 1500\text{mm}$ 级 GH4738 合金涡轮盘进行了成形模拟, 分析大规格 GH4738 涡轮盘锻件成形过程中的温度场、应变场分布及组织演变情况。

模拟结果如图 9~11 所示, 结果表明: $\phi 1500\text{mm}$ 级 GH4738 合金涡轮盘工艺参数设置合理, 模拟显示变形过程成形均匀, 不存在明显的未充填区及难变形区, 无折叠风险。模锻完成后零件本体温度范围在 $960\sim 1110^{\circ}\text{C}$, 零件本体所有等效应变介于 $0.19\sim 1.91$, 晶粒度为 5~7 级, 变形充分均匀, 满足 GH4738 合金涡轮盘标准要求。模拟验证了工艺方案的可行性及工艺参数的合理性, 为实际产品生产试制提供了理论依据。

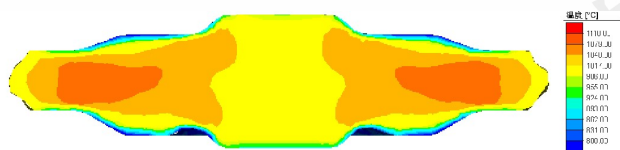


图 9 GH4738 合金涡轮盘锻后温度场分布

Fig.9 The temperature field distribution of the GH4738 alloy turbine disk after forging

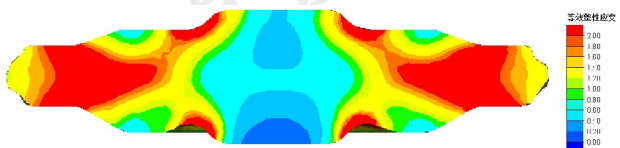


图 10 GH4738 合金涡轮盘锻后应变场分布

Fig.10 The strain field distribution of the GH4738 alloy turbine disk after forging

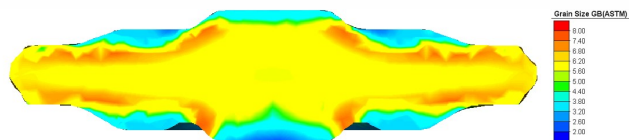


图 11 GH4738 合金涡轮盘锻造并空冷后的晶粒度分布

Fig.11 Grain size distribution of the GH4738 alloy turbine disk after forging and air cooling

根据上述结果及缩比件试制情况, 确定了 $\phi 1500\text{mm}$ 级 GH4738 合金涡轮盘的热加工生产路线: 下料→包套加热→制坯→机加→包套加热→模锻→机加→热处理→机加→超声波检测→试环理化。其中锻造工艺采用 2 火制坯+1 火模锻成形, 模锻时锻造温度为 1070°C , 压制速度为 $10\text{mm/s}\sim 1\text{mm/s}$ 匀减速, 锻后空冷至室温。同时考虑到 GH4738 合金化程度高、难变形易开裂的材料特性, 锻造生产时均采用包套加热, 减少转移过程锻件表面温降, 减少开裂风险。最终模锻成型载荷为 774MN , 与模拟结果接近。

$\phi 1500\text{mm}$ 级 GH4738 合金涡轮盘锻造完成后进行热处理, 热处理制度与缩比件保持一致。热处理后, 对辐板上、下试环进行显微组织及力学性能检测。

显微组织检测结果如图 12 所示, 由图可知, 模锻后原始晶粒组织均破碎, 为典型等轴状组织, 再结晶充分, 无拉长扁平的变形晶粒。平均晶粒度达到 5.5 级, 晶粒尺寸在 $60\mu\text{m}$ 左右, 为均匀、理想的锻件组织, 且与模拟结果贴近。

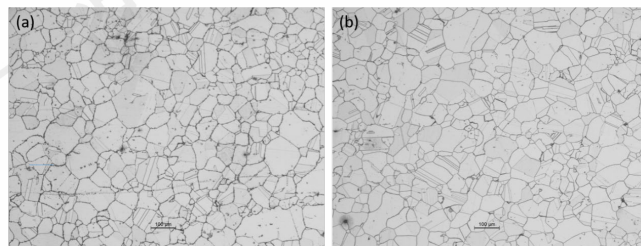


图 12 GH4738 合金涡轮盘热处理后组织

Fig.12 The microstructure of the GH4738 alloy turbine disk after heat treatment

$\phi 1500\text{mm}$ 级 GH4738 合金涡轮盘锻件力学性能测试结果如表 3 及表 4 所示。其中, 锻件心部及试环位置室 540°C 抗拉强度均达 1150MPa 以上, 断后伸长率超过 20%, 高温强度及塑性匹配性高, 但心部及试环位置拉伸性能有较大差异; 持久性能试样在 732°C 、 550MPa 应力夹持下, 持久时间达 30h 以上, 断后伸长率 40% 左右。

为进一步分析 $\phi 1500\text{mm}$ 级 GH4738 合金涡轮盘锻件心部及试环位置拉伸性能及硬度的差异性, 采用透射电子显微镜分别对两个位置进行分析, 如图 13

和 14 所示。对析出相进行了定量统计, 结果表明: 锻件心部位置一次 γ' 含量为 19%, 二次 γ' 含量为 16%; 锻件试环位置一次 γ' 含量为 13%, 二次 γ' 含量为 24%。

作为 GH4738 合金的主要沉淀强化相, γ' 析出相的尺寸、形貌、体积分数及分布状态直接决定了锻件的力学性能差异。具体而言, 试环位置高体积分数的细小二次 γ' 相, 因与基体保持良好的共格关系, 可通过位错切过与 Orowan 绕过机制协同作用显著阻碍位错运动, 两种机制共同提升了合金的屈服强度、抗拉强度及硬度。锻件心部位置的力学性能相对较差, 核心原因在于其 γ' 析出相的组织特征不利于发挥强化效应: 心部一次 γ' 相体积分数偏高且尺寸粗大, 这类粗大的一次 γ' 相与基体的共格性较差, 降低合金的强化效率; 同时, 心部二次 γ' 相体积分数偏低、弥散分布不均匀, 无法形成有效的位错阻碍网络, 导致其强化作用显著减弱, 最终表现为心部拉伸强度、硬度均低于试环位置, 而塑性与冲击韧性相对更优, 形成了大型涡轮盘典型的组织性能梯度差异特征。

锻件心部与试环位置一次、二次 γ' 析出相含量差异的核心根源, 在于 $\phi 1500\text{mm}$ 级大型涡轮盘锻件在固溶热处理结束后的淬火冷却过程中存在尺寸效应的影响, 即截面存在显著的冷速不均匀性, 试环位置作为锻件的边缘部位, 与冷却介质接触充分, 冷却速度较快, 快速过冷效应能够有效抑制固溶降温阶段大尺寸一次 γ' 相的析出与粗化, 使基体中保留充足的 Al、Ti 等 γ' 相形成元素, 为后续时效热处理过程中超细弥散二次 γ' 相的大量形核与生长提供了有利条件; 而锻件心部位置由于截面尺寸大、热传导路径长, 冷却速度缓慢, 原子扩散速率充足且在高温区间停留时间较长, 导致固溶降温阶段 γ' 相形核驱动力增大、生长时间充足, 最终形成大量尺寸粗大的一次 γ' 相, 同时大量消耗基体中的 Al、Ti 元素, 使得后续时效过程中二次 γ' 相的形核率显著降低、析出数量减少, 进而形成与试环位置差异显著的 γ' 相组织特征, 最终导致两者力学性能出现分化。

表 3 锻件不同位置拉伸性能与硬度

Table 3 Tensile properties and hardness at different positions of the forging								
Properties	Room temperature tensile properties				High-temperature tensile properties			
	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	Ψ /%	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	Ψ /%
Center	1303	882	27	32	1174	796	24.5	27
	1295	885	26	27	1186	802	23.5	25
Ring specimen	1339	938	25	30	1250	845	20.5	20
	1344	943	24.5	28	1260	845	26	22.5

表 4 锻件试环高温持久

Table 4 The stress rupture of the forging test ring

Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Stress/MPa	τ/h	$\delta_s/\%$
732	550	34	38.5
732	550	35.3	41.5

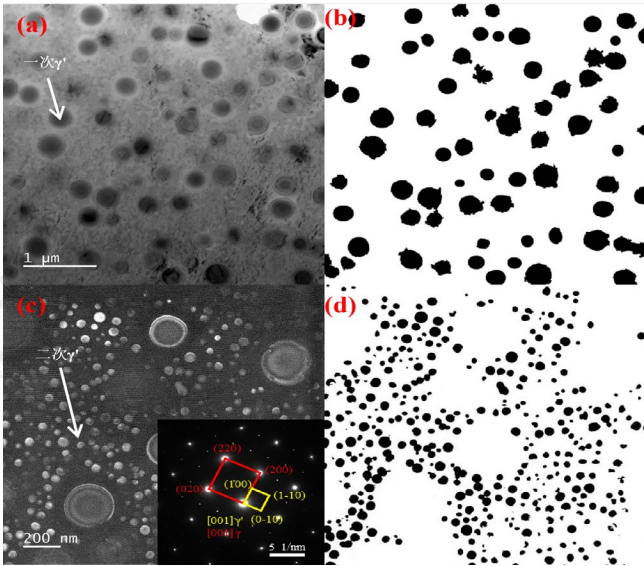


图 13 锻件心部位置的 TEM 图

(a)暗场图;(b)一次 γ' 像素图(c)暗场放大图(d)二次 γ' 像素图

Figure 13 TEM images of the center region of the forging(a)

Dark-field image; (b) Primary γ' pixel map; (c) Magnified dark-field image; (d) Secondary γ' pixel map

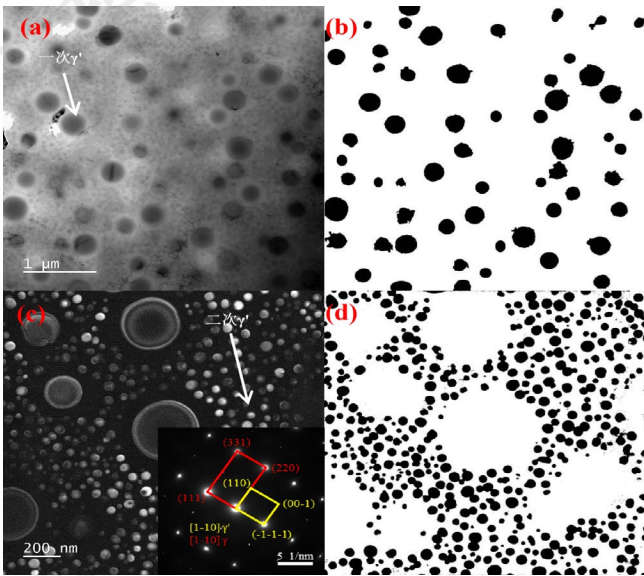


图 14 锻件试环位置的 TEM 图

(a)暗场图;(b)一次 γ' 像素图(c)暗场放大图(d)二次 γ' 像素图

Figure 14 TEM images of the test ring of the forging(a) Dark-field image; (b) Primary γ' pixel map; (c) Magnified dark-field image; (d)

Secondary γ' pixel map

5 结论

(1) 对 $\phi 1500\text{mm}$ 级 GH4738 合金涡轮盘锻件模锻成形进行仿真分析, 分别研究了摩擦系数、始锻温度、压制速度对成形载荷, 温度、冷却方式对微观组织的影响, 确定了 1070°C 加热、匀减速压制及锻后空冷的模锻生产工艺参数。

(2) 基于上述工艺参数, 开展了 GH4738 合金涡轮盘缩比件的模拟仿真与试制, 缩比件锻后晶粒度模拟结果与实际检测结果保持一致, 缩比件全截面晶粒组织分布均匀。证明了模型的可靠性及工艺参数的合理性,

(3) 在 8 万吨模锻压机上开展了 $\phi 1500\text{mm}$ 级 GH4738 合金涡轮盘锻件的生产, 锻件经标准热处理后组织性能满足使用要求, 为超大规格 GH4738 合金涡轮盘锻造生产工艺提供了理论依据。

(4) $\phi 1500\text{mm}$ 级 GH4738 涡轮盘淬火过程中, 因尺寸效应致固溶降温阶段冷速不均匀, 导致最终时效后锻件心部位置一次 γ' 相含量高、二次 γ' 相不足, 强化较弱; 试环位置二次 γ' 相细小弥散, 强度硬度更高, 形成明显组织性能梯度。

参考文献 References

- [1] Fang Wen(方文). Petro-chemical Equipment Technology [J]. 2020, 21(2): 30
- [2] Yuan Guodong(袁国栋). Forming Process Research of Gas Turbine Disk [D]. Chongqing: Chongqing University, 2012
- [3] Hong Chengmiao(洪成淼), Yao Zhihao(姚志浩), Zhang Maicang(张麦仓) et al. Journal of University of Science and Technology Beijing [J] 2008, 30(9): 1018
- [4] Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. Rare Metal Materials and Engineering [J]. 2017, 46(11): 3382
- [5] Qu Jinglong(曲敬龙), Bi Zhongnan(毕中南), Tang Chao(唐超) et al. Proceedings of the 13th China Superalloys Conference [C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2015: 61
- [6] WANG Y, SHAO W Z, ZHEN L et al. Materials Science and Engineering A [J]. 2011, 528(7/8): 3218
- [7] Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) Acta Metallurgica Sinica [J]. 2011, 47(12): 1581
- [8] Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) Acta Metallurgica Sinica [J]. 2011, 47(12): 1591
- [9] Hong Chengmiao(洪成淼), Dong Jianxin(董建新), Zhang Xuefeng(张玉峰) et al. Rare Metal Materials and Engineering [J]. 2009, 38(03): 510
- [10] Hong Chengmiao(洪成淼), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. Rare Metal Materials and Engineering [J]. 2010, 39(04): 608
- [11] Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. Transactions of Materials and Heat Treatment [J]. 2011, 32(10): 43
- [12] Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. Transactions of Materials and Heat Treatment [J]. 2011, 32(07): 44
- [13] Chen Wei(陈伟), Zhou Jiangbo(周江波), Cen Kaiqiang(岑凯强) et al. Special Steel Technology [J] 2023, 29(1): 22
- [14] Li Gang(李刚), Rong Yi(荣义), Yang Chengbin(杨成斌) et al. Transactions of Materials and Heat Treatment [J] 2021, 42(7): 65
- [15] Wu Yubo(吴玉博), Yang Chengbin(杨成斌), Hou Weixue(侯为学) et al. Heat Treatment of Metals [J] 2021, 46(12): 13
- [16] Chou Yingyu(丑英玉), Liu XiaoBin(刘晓斌), Li Fengyan(李凤艳) et al. Proceedings of the 13th China Superalloys Conference [C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2015: 184
- [17] Yao Kaijun(姚凯俊). Microstructure Control and Process Optimization for Ultra-large GH4169 Superalloy Ingots Cogging and Turbine Disks Forging [D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2025
- [18] Yao Zhihao(姚志浩), Wang Qiuyu(王秋雨), Zhang Maicang(张麦仓) et al. Fording and Stamping Technology [J], 2011, 36(03)
- [19] Shen Guangshu, Semiatin S L, Shivpuri Rajiv. Metallurgical and Materials Transactions A [J]. 1995, 26(7): 1795
- [20] Wei Zhijian(魏志坚), Xu Wenshuai(徐文帅), Yuan hui(袁慧) et al. Die and Mould Industry [J], 2017, 43(09)

Research on Hot Working Process of $\phi 1500$ mm Class GH4738 Alloy Turbine Disk Forged Parts

Wang Zhaohui^{1,2}, Zhang Shaohui², Sun Panhe¹, Yao Kaijun^{1,2}, Deng Hao², Xiang Biao²,
Xie Jing², Xu Wenli², Jiang He¹, Dong Jianxin¹

(1 School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2 CHINA NATIONAL ERZHONG GROUP DEYANG WANHANG DIE FORGING CO, Deyang 100863, China)

Abstract: The ultra-large-scale GH4738 superalloy turbine disk forging for power equipment, with a diameter exceeding $\phi 1500$ mm, represents the largest GH4738 alloy forging domestically. Using the Simufact numerical simulation software, the effects of process parameters such as friction coefficient, pressing speed, and initial forging temperature on the forming load and microstructure distribution of the forging were analyzed, and the optimal forging process parameters for the $\phi 1500$ mm-scale GH4738 alloy turbine disk were determined. Subsequently, numerical simulation and trial production of a scaled-down component were conducted using the same process parameters, and the actual microstructure distribution was found to be consistent with the simulation results. Based on the validated results, die forging of the $\phi 1500$ mm-scale GH4738 alloy turbine disk was successfully carried out on an 80,000-ton die forging press. After heat treatment, the microstructure and mechanical properties of the forging met the service requirements, achieving the engineering fabrication of the $\phi 1500$ mm-scale GH4738 alloy turbine disk forging. Furthermore, the precipitate phase content at different positions of the forging was quantitatively characterized using TEM. It was revealed that during the quenching process of the ultra-large-scale forging, the non-uniform solid-solution cooling rate at different cross-sectional positions—attributed to the size effect—resulted in a significantly higher content of secondary γ' precipitates on the surface than at the core after subsequent aging, leading to notable differences in tensile properties across different positions.

Key words: ultra-large-scale turbine disk; GH4738 superalloy; numerical simulation; size effect

Corresponding author: Dong Jianxin, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, E-mail: jxdong@ustb.edu.cn