

引文格式: 吕梦雪, 姚志浩, 马存强, 等. GH4169 高温合金环件成形全流程组织预测与验证[J]. 航空制造技术, 2026, 69(16): 26010014.

LÜ Mengxue, YAO Zhihao, MA Cunqiang, et al. Microstructure prediction and validation of GH4169 superalloy rings for complete forming process[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2026, 69(16): 26010014.

GH4169 高温合金环件成形全流程组织预测与验证

吕梦雪¹, 姚志浩¹, 马存强², 王晓辉¹, 董建新¹

(1. 北京科技大学, 北京 100083;

2. 贵州航宇科技发展股份有限公司, 贵阳 550081)

[摘要] 为揭示高温合金环件成形全流程的宏观变形规律, 阐明初始条件对环轧变形过程微观组织的调控机制, 以 GH4169 高温合金为例, 采用修正后的环轧组织演变模型, 利用 Simufact 软件建立成形全流程热力耦合有限元模型, 系统研究了制坯及环轧后应变场与温度场演变规律, 并重点探究了坯料初始组织状态和初始加热温度对环件微观组织的影响。结果表明, 等效塑性应变在制坯结束后呈表面小、中心大、连皮断裂处最大的分布规律; 经环轧后, 应变峰值转移并集中于环件内外表面及圆角处, 而中心应变相对较低; 温度场始终呈由中心向表面降低的梯度分布。微观组织模拟结果显示, 当坯料初始组织晶粒度号 $G=2.5$ (ASTM E112)、初始加热温度为 1000 °C 时, 终轧环件组织均匀细小。实际环件解剖试验证明, 实测组织分布规律与模拟预测趋势一致。结果表明, 所建模型可有效预测宏微观演变, 通过调控环坯的初始组织状态与初始加热温度两个关键参数, 可实现晶粒充分细化与组织均匀化, 为高温合金制备工艺优化提供理论支撑。

关键词: 高温合金; 环轧; 热变形; 微观组织; 有限元模拟

中图分类号: V252; TG146.1

文献标志码: A

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.26010014

Microstructure Prediction and Validation of GH4169 Superalloy Rings for Complete Forming Process

LÜ Mengxue¹, YAO Zhihao¹, MA Cunqiang², WANG Xiaohui¹, DONG Jianxin¹

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

2. Guizhou Aviation Technical Development Co., Ltd., Guiyang 550081, China)

[ABSTRACT] To elucidate the macroscopic deformation rules of the entire forming process of superalloy rectangular ring components and the mechanism by which initial conditions regulate the microstructure during ring rolling deformation, taking GH4169 high-temperature alloy as an example, a modified ring-rolling microstructure evolution model was employed to establish a full-process thermo-mechanically coupled finite element model using Simufact software. The evolution of strain and temperature fields during billet preparation and subsequent ring rolling was systematically investigated, with particular emphasis on the effects of initial microstructure of the billet and billet temperature on the final microstructure. The results indicate that the strain distribution evolves from a state of low surface strain and high core strain after billet preparation, with maxima at the connecting skin and fracture zones, to a post-rolling pattern characterized by strain concentration at the surface and fillets and reduced strain in the core. The temperature field consistently exhibits a gradient decreasing from the core to the surface. Microstructural simulations show that the initial microstructure grain size number of the billet is $G=2.5$ (ASTM E112) and an initial temperature of 1000 °C result in a uniform and refined final

收稿日期: 2026-01-12; 退修日期: 2026-02-02; 录用日期: 2026-04-07

基金项目: 国家自然科学基金(52271087, 52471110)

通信作者: 姚志浩, 教授, 博士, 研究方向为先进高温合金组织控制。

microstructure. Metallographic analysis of actual ring components confirms trends consistent with simulation predictions. These findings demonstrate that the proposed model can effectively predict macroscopic deformation and microscopic evolution, and that appropriate control of initial microstructure of billet and heating temperature enables grain refinement and microstructural homogenization, providing theoretical guidance for process optimization of superalloy ring forming.

Keywords: Superalloy; Ring rolling; Thermal deformation; Microstructure; Finite element simulation

高温合金凭借优异的性能,被广泛应用于航空发动机的机匣、密封环^[1-2]等关键部位的环件构件,这类构件通常采用环轧工艺成形。径-轴向环轧全流程包含前期镦饼、冲盲孔、冲连皮的制坯阶段和后期环轧阶段^[3]。在径-轴向环轧全流程的研究中,一般考虑制坯过程产生的各参量的不均匀分布对轧制过程的影响^[4]。Qian等^[5]研究了毛坯尺寸对环坯再成形过程的影响,发现随着厚度减小量与高度压下量比值、轧制比的增大,环件变形更加均匀。邹甜^[6]研究了镦饼过程棒料温度、高径比、镦饼过程的速度对 GCr15 轴承钢环件成形后晶粒组织的影响规律。龚敏^[7]研究了初始晶粒和初始温度对 42CrMo 环件制坯过程的影响规律,并应用响应面法对环件制坯阶段和环件整方轧制阶段进行优化,得到了最佳工艺参数。王琥鹏^[8]采用数值模拟方法,探究了不同工艺参数及不同驱动辊形状,对小型凹槽环件成形全流程的宏观变形及微观组织演变的影响。

针对高温合金环件成形的研究,主要围绕基于有限元模拟的轧制工艺参数优化展开。Zhu等^[9]针对 IN718 合金环轧过程,建立了与试验结果吻合良好的多道次微观组织演变模型,实现了对 IN718 合金异形环轧过程宏观尺寸和微观组织的预测和判定,将有限元模拟与响应面法相结合,实现了多目标多参数耦合优化。Wei等^[10-11]提出了混晶系数评价方法,弥补了单一晶粒尺寸指标评价微观组织的不足。Luo等^[12]对航空发动机鼓形件径-轴向轧制过程的宏观变形和微观组织演变进行了定量分析,揭示了轧制过程应变、温度、动态再结晶体积分数及平均晶粒尺寸的演变规律。

然而,目前针对高温合金环件径-轴向轧制成形的研究主要采用有限元模拟的方法,且研究重心集中于单一的环轧阶段;多数研究将制坯与环轧过程分割处理,并未在热力耦合框架中将制坯所得的几何、应变、温度非均匀性作为环轧初始条件开展研究,系统分析环件在轧制生产全过程的宏观变形及环轧过程组织调控的研究较少,难以解释最终环件成形情况及组织非均匀产生的原因。本文以 GH4169 高温合金为研究对象,对径-轴向环件制坯和环轧过程宏观变形及微观组织变化进行有限元模拟研究,分析制坯过程及环轧成形后的应

变、温度分布特征,研究初始条件对目标环件微观组织的影响,并进行了试验验证,为高温合金环件成形提供理论指导。

1 试验及方法

本文以较为成熟的 GH4169 高温合金为研究对象,其化学成分(质量分数,%)为 C0.015, Cr18.06, Co0.25, Nb5.39, Mo3.02, Ti1.01, Al0.50, Ni53.80, Fe 余量。将该合金的化学成分输入 JMatPro 软件,计算得到 GH4169 合金的模型参数及流变曲线,再将其导入 Simufact. Forming 软件进行有限元模拟。

由于环轧过程的组织演变复杂,环件成形过程中同一位置受“变形—高温滞留—变形—高温滞留”的影响,其与常规锻造过程存在显著差异,若直接套用等温热压缩试验数据建立的组织模型,模拟过程将与实际过程不符。因此,魏振等^[13]针对环轧过程的高度非线性特征,采用微积分原理修正了组织模型,将修正后的模型应用于有限元模拟,并通过试验验证了其准确性。本文采用修正后的 GH4169 合金组织演变模型,其中临界应变表达式为

$$\begin{aligned}\varepsilon_c &= 8.87 \times 10^{-4} d_0^{0.2} Z^{0.099} \quad \text{when } \dot{\varepsilon} \geq 0.01 \text{ s}^{-1} \\ \varepsilon_c &= 9.75 \times 10^{-6} d_0^{0.196} Z^{0.167} \quad \text{when } \dot{\varepsilon} < 0.01 \text{ s}^{-1} \quad (1) \\ Z &= \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{448000}{RT}\right)\end{aligned}$$

式中, ε_c 为临界应变; d_0 为初始晶粒尺寸, μm ; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; R 为理想气体常数, 数值为 $8.314 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$; T 为温度, $^{\circ}\text{C}$; Z 为温度补偿应变速率参数。动态再结晶表达式为

$$\begin{aligned}\Delta X_d &= -\exp\left[-0.693\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{1.68}\right] \frac{-1.164\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{0.68}}{\varepsilon_{0.5}} \Delta\varepsilon \\ \varepsilon_{0.5} &= 0.037 d_0^{0.2} Z^{0.058}, \quad T \leq 1010 \text{ }^{\circ}\text{C} \\ \Delta X_d &= -\exp\left[-0.693\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{1.9}\right] \frac{-1.317\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{0.9}}{\varepsilon_{0.5}} \Delta\varepsilon \quad (2) \\ \varepsilon_{0.5} &= 0.029 d_0^{0.2} Z^{0.058}, \quad T > 1010 \text{ }^{\circ}\text{C}\end{aligned}$$

$$X_d^i = X_d^{i-1} + \Delta X_d^i$$

$$d_{\text{drx}} = 1.301 \times 10^3 Z^{-0.124}$$

式中, ΔX_d 为动态再结晶体积分数的增量; ε 为应变; $\varepsilon_{0.5}$ 为发生 50% 动态时再结晶的应变; d_{drx} 为动态再结晶的晶粒尺寸, μm ; $\Delta\varepsilon$ 为应变的增量。亚动态再结晶的表达式为

$$\begin{aligned} X_{\text{md}} &= 1 - \exp \left[-0.693 \left(\frac{t_{\text{ep}}}{t_{0.5}^{\text{ref}}} \right)^1 \right] \\ t_{0.5}^{\text{ref}} &= 1.7 \times 10^{-5} d_0^{-5} \varepsilon^{-2} \dot{\varepsilon}^{-0.08} \exp \left(\frac{12000}{1253} \right) \\ t_{\text{ep}} &= \sum_i \Delta t_i \exp \left[12000 \left(\frac{1}{1253} - \frac{1}{T_i} \right) \right] \\ d_{\text{mdrx}} &= 8.28 d_0^{0.29} \varepsilon^{-0.14} Z^{-0.03} \end{aligned} \quad (3)$$

式中, X_{md} 为亚动态再结晶的体积分数; t_{ep} 为再结晶发生的总时间, s; $t_{0.5}^{\text{ref}}$ 为在某一温度条件下发生 50% 动态时再结晶所需的时间, s; Δt_i 为第 i 个增量步骤的时间增量, s; T_i 为第 i 个增量步骤时间增量内的平均温度, K; d_{mdrx} 为亚动态再结晶的晶粒尺寸, μm 。晶粒长大的表达式为

$$d_g^3 - d_0^3 = 9.8 \times 10^{19} t \exp \left(-\frac{437000}{RT} \right) \quad (4)$$

式中, d_g 为晶粒长大后的尺寸, μm 。平均晶粒尺寸的表达式为

$$\frac{1}{d_{\text{av}}^2} = \frac{X_d}{d_{\text{drx}}^2} + \frac{X_{\text{md}}}{d_{\text{mdrx}}^2} + \frac{X_n}{d_n^2} \quad (5)$$

式中, d_{av} 为平均晶粒尺寸, μm ; X_d 为动态再结晶的体积分数; X_n 为未发生再结晶的体积分数; d_n 为原始晶粒尺寸, μm 。

本研究采用 UG 软件建立矩形环件成形全流程工件与模具的几何模型。基于仿真成形软件 Simufact.forming 建立该研究的有限元模型, 下一阶段结果由上一阶段结果导入得到, 具体模型如图 1 所示。

网格划分采用 Simufact.forming 软件针对回转体设计的 Ringmesh 网格, 单元边长设定为 16.10 mm。在保持材料参数、边界条件及工艺参数一致的前提下, 将网格单元边长分别设置为 10.00 mm 与 20.00 mm。结果显示, 除位置 3 外, 其余位置平均晶粒尺寸相对波动范围 Rel. range=3.47%~12.54%。其表达式为

$$\text{Rel.range} = \frac{x_{\text{max}} - x_{\text{min}}}{\bar{x}} \times 100\% \quad (6)$$

式中, x_{max} 为最大平均晶粒尺寸; x_{min} 为最小平均晶粒尺寸; $\bar{x}$ 为不同位置平均晶粒尺寸平均值。

制坯和环轧过程模拟的主要参数分别由表 1 和表 2 给出, 以便开展模拟预测研究。

试验圆柱坯料经过与模拟所用工艺参数一致的镦饼、冲孔、环轧等实际生产过程后, 进行标准热处理, 空冷至室温后, 采用线切割截取尺寸为 10 mm × 10 mm ×

10 mm 的环件试验样品, 对其进行砂纸打磨 (60#~2000#)、金刚石抛光 (颗粒度 2.5 μm), 然后在 2.5 g KMnO_4 +10 mL H_2SO_4 +90 mL H_2O 溶液中侵蚀, 再通过 Zeiss Imager M2m 光学金相显微镜进行微观组织观察, 在 6 个位置均拍摄 5 张照片, 采用圆截点法统计晶粒尺寸, 确保数据可靠性。对精抛后的试样进行电解抛光, 使用配备 Symmetry S3 EBSD 系统的 FESEM 获取合金的变形组织, 在 30 kV 电子束加速电压下以 0.5 μm 的步长进行 EBSD 扫描, 后续使用 AZtec Crystal 软件对 EBSD 数据进行处理。

2 结果与讨论

2.1 矩形环件成形全流程有限元模拟分析

在制坯及环轧后选取径向、轴向上的追踪位置, 制坯后径向从 E 到 F 等距选取 9 个点、轴向从 G 到 H 等距选取 12 个点, 如图 2 (a) 所示; 环轧后径向从 I 到 J

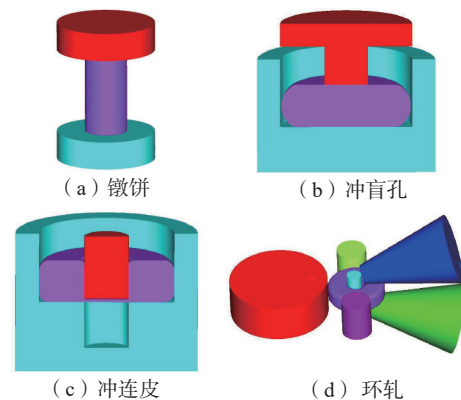


图 1 矩形环件成形全流程有限元模型

Fig.1 Finite element model of the complete rectangular ring rolling process

表 1 制坯过程模拟的主要参数

Table 1 Main parameters of the billet preparation simulation

参数	数值
初始加热温度 / $^{\circ}\text{C}$	1000
模具温度 / $^{\circ}\text{C}$	300
环境温度 / $^{\circ}\text{C}$	25
模具与工件之间换热系数 ^[14] / ($\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$)	3500
环境与工件之间换热系数 ^[14] / ($\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$)	20
摩擦系数	0.3
镦饼距离 /mm	415
冲盲孔距离 /mm	175
冲连皮距离 /mm	20
圆柱坯料尺寸 / ($\text{mm} \times \text{mm}$)	$\phi 300 \times 603$

等距选取 7 个点、轴向从 K 到 L 等距选取 13 个点,如图 2(b)所示。对所选追踪位置进行定量化表征,以便分析制坯及环轧后工件的等效塑性应变、温度分布情况,并研究其规律。

2.1.1 环件成形制坯及环轧后应变场变化

图 3 为环件制坯及环轧后等效塑性应变分布图。制坯的冲孔过程:将鼓状坯料放入封闭的冲孔模具中,采用正挤压工艺完成冲孔;冲孔过程中连皮与工件分离,工件底面发生断裂,产生很大应变,工件内表面底面处形成一圈大应变带。连皮掉落后,制坯过程结束。Jiang 等^[15]采用模拟与试验相结合的方法,研究了 8Cr4Mo4V 钢反挤压预锻环坯后热碾环的整个工艺流程的组织演变过

表 2 环轧过程模拟的主要参数

Table 2 Main parameters of ring rolling process simulation

参数	数值
初始加热温度 / $^{\circ}\text{C}$	1000
模具温度 / $^{\circ}\text{C}$	300
环境温度 / $^{\circ}\text{C}$	25
模具与工件之间换热系数 ^[17] / ($\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$)	3500
环境与工件之间换热系数 ^[17] / ($\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$)	20
摩擦系数	0.3
驱动辊尺寸 / ($\text{mm} \times \text{mm}$)	$\phi 1000 \times 380$
芯辊尺寸 / ($\text{mm} \times \text{mm}$)	$\phi 150 \times 380$
定心辊尺寸 / ($\text{mm} \times \text{mm}$)	$\phi 300 \times 380$
轴向辊角度 / ($^{\circ}$)	30
驱动辊角速度 / ($\text{rad} \cdot \text{s}^{-1}$)	2
芯辊径向进给速度 / ($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)	0.1~1.0
轴向辊轴向进给速度 / ($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)	0.01
坯料初始组织状态 / μm	160

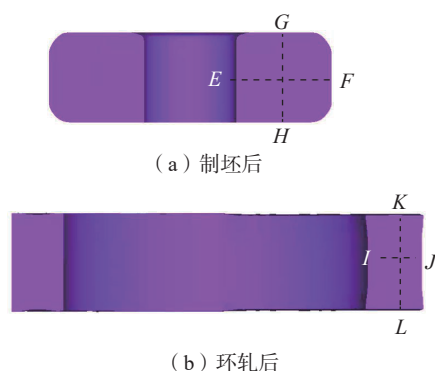


图 2 环件制坯及轧后追踪位置示意图

Fig.2 Schematic diagram of tracking positions after ring preform fabrication and rolling

程。由于其研究采用反挤压工艺,冲连皮后,应变最大处为顶面连皮与工件分离处,与本研究结果相反。制坯过程结束后,坯料横截面几乎接近矩形,但 4 个角为圆角。环件经过轧制后,其整体等效塑性应变增大。受坯料几何形状的影响,截面四角位置所产生的变形最大,大应变区域集中在环件的内外表面,尤其是 4 个圆角的位置。

环件成形等效塑性应变变化曲线如图 4 所示。可知,制坯的冲孔过程中,冲头推动金属向径向及轴向流动,冲头与坯料接触区域等效塑性应变增大,工件断裂位置应变值最大,径向应变呈逐步减小的趋势。坯料在封闭模具中挤压,发生翘边后被平整,上下表面累积等效塑性应变小,轴向应变呈先逐渐增大后减小的趋势。环轧过程中环件壁厚减薄、高度减小,承受径向压缩与周向拉伸的耦合变形,因此工件的变形主要集中在该过程。环件横截面逐步变为规则矩形,圆角处及与主辊、芯辊接触的内外表面处,塑性变形最剧烈,应变最集中。在轧制过程中,金属是从内外表面向中间流动的,中心位置的金属流动受到轴向、径向、周向 3 个方向的约束,环件的中心位置应变较小。本研究的应变分布结果与朱帅等^[16]的研究结果相同。

2.1.2 环件成形制坯及环轧后温度场变化

图 5 展示了环件制坯及轧制后的温度分布。可知,制坯完成后,在冲孔过程中,工件与冲头接触的表面温度显著下降,坯料横截面中心温度保持在 954.41°C ,温度由中心向表面逐步降低,与驱动辊接触的外表面和与冲孔结束时冲头接触的内表面底处温度最低,均约

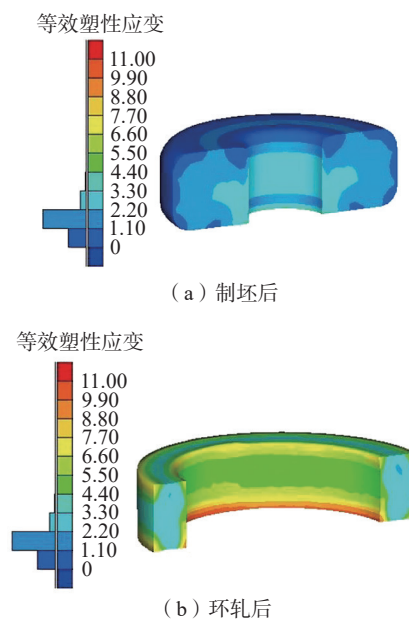


图 3 环件成形等效塑性应变分布

Fig.3 Equivalent plastic strain distribution of ring forming

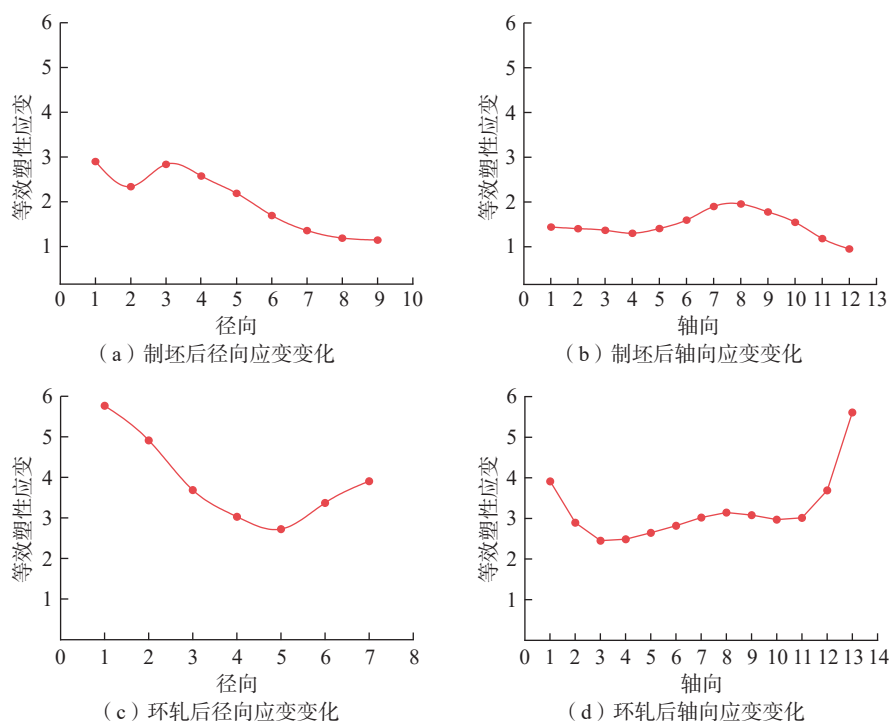


图4 环件成形等效塑性应变变化曲线
Fig.4 Equivalent plastic strain variation curve of ring forming

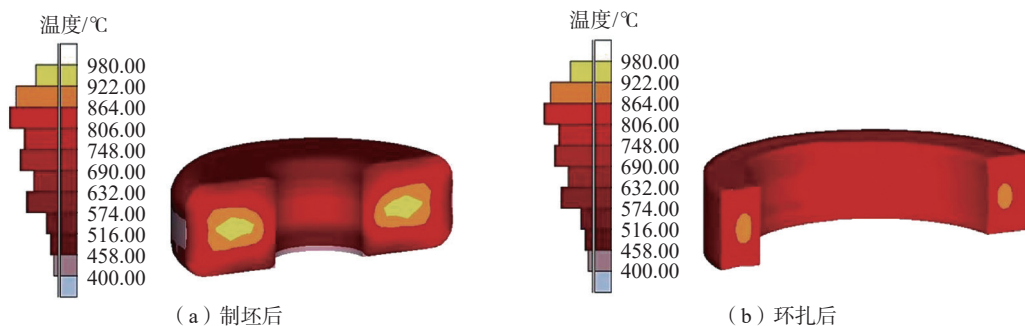


图5 环件成形温度分布
Fig.5 Ring component forming temperature distribution diagram

478 ℃,整体呈现中心温度高、表面温度低的分布特征。从轧制初期至轧制结束,环件整体温度逐渐下降,但仍保持中心温度高于表面温度的分布规律,且温度周向均匀性显著增强。环轧结束后,环件中心区域温度降至 901.57 ℃,表面温度为 795 ℃。

工件温度变化主要是工件与轧辊摩擦、变形产热升温,以及变形过程中工件与轧辊接触换热、工件与空气热传导降温两种效应共同作用的结果,二者共同影响了工件的温度分布。图 6 为环件成形追踪位置温度变化曲线。可知,冲孔后,环件内表面产生剧烈的塑性变形,变形热与摩擦热提高温度,同时热传导与热辐射降低温度;而外表面只进行热传导与热辐射,导致温度降低。因此,冲孔后环件坯料的内表面温度略高于外表面。制

坯及环轧过程中,由于环件表面热辐射与热传导损失的热量多于工件变形和工件与轧辊摩擦产生的热量,中心保温良好。因此,温度沿径向与轴向均呈现先升高后降低的分布规律。

2.2 环件环轧过程微观组织有限元模拟

由于高温合金的热加工窗口区间窄,对热加工工艺参数敏感^[17],不同热加工工艺参数下再结晶程度不同,获得的微观组织也不同,影响最终环件的成形质量。因此,需要对环轧过程的不同初始条件进行调控^[17],以有效控制微观组织,获得性能优异、质量稳定的高温合金环件。

2.2.1 微观组织有限元模拟结果

由前述对全流程等效塑性应变与温度的分析可知,

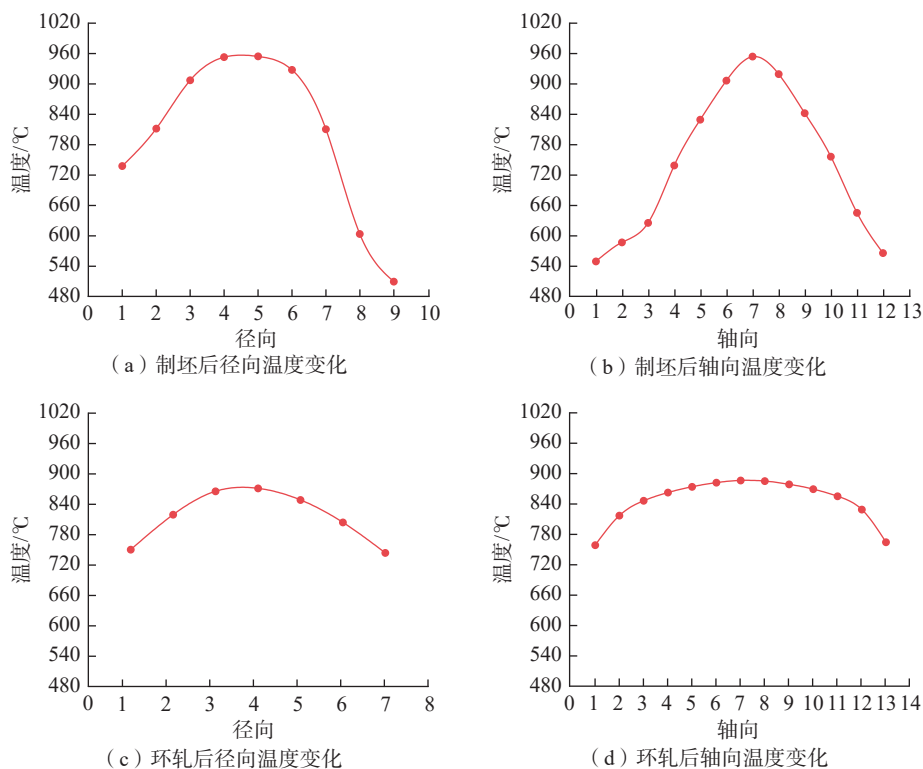


图6 环件成形追踪位置温度变化曲线

Fig.6 Temperature variation curve of ring forming tracking position

环件等效塑性应变集中于环轧过程,且温度在制坯结束后与环轧后分布规律相同,因此仅对环轧过程进行微观组织的有限元模拟研究,所选坯料为前述制坯过程所得。由于坯料存在圆角,环件变形情况与以往研究^[13]的规则矩形环件坯料不同。实际工艺中,环坯在环轧前须重新加热并适当保温,使工件整体加热至环轧所需热加工温度后再进行轧制。该有限元模拟将环轧前组织状态处理为环坯经重新加热和保温后相对均匀的再结晶初始组织状态,并以此作为环轧阶段微观组织演变计算的初始条件。环轧结束后,选取6个不同位置的有限元模拟结果进行对比分析,取点位置如图7所示。

图8为不规则环形坯料进行环轧后的再结晶体积分数及平均晶粒尺寸分布。环轧过程中,温度升高至再结晶温度区间,同时受到应变的影响,二者共同促使再结晶发生。工件内外表面尤其是外侧角位置,处于高温、高应变状态,再结晶体积分数较高,接近1,几乎发生完全再结晶,因此晶粒细小均匀,平均晶粒尺寸约为 $7.17\ \mu\text{m}$ 。上下端面中心及环件中心位置为应变较小的区域,再结晶过程不完全,晶粒细化作用有限,因此平均晶粒尺寸较大;其中环件中心位置温度较高,更有利于晶粒长大,因此该区域晶粒粗大,晶粒尺寸约为 $11.05\ \mu\text{m}$ 。发生不完全再结晶的区域晶粒尺寸粗大可能会影响材料性能。



图7 环件微观组织有限元模拟研究的取点位置

Fig.7 Sampling points in the finite element simulation of ring microstructure

图9为不同位置微观组织分布曲线。由于内外表面受轧辊接触摩擦与剪切作用强,塑性变形累积显著,1、3、4、6号位置应变高。其中,1号和3号位置摩擦剪切与接触变形使应变远高于动态再结晶临界应变值,动态再结晶充分进行,再结晶体积分数趋于1,平均晶粒尺寸小。3号位置应变更大,再结晶更充分,因此平均晶粒尺寸小于1号位置。4号和6号位置处于内外表面中心位置,与1号和3号位置相比应变低,再结晶程度小,因此平均晶粒尺寸更大。2号位置位于上端面中

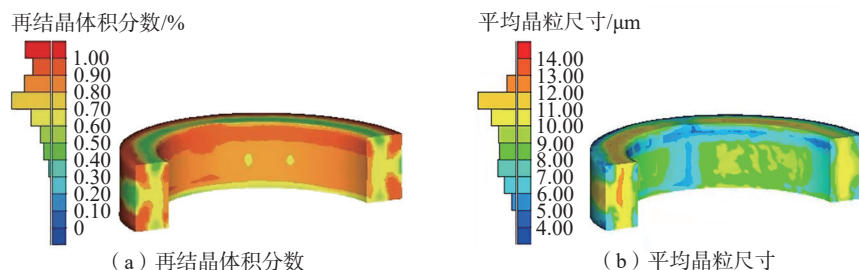


图8 环件微观组织有限元模拟结果

Fig.8 Finite element simulation results of ring microstructure

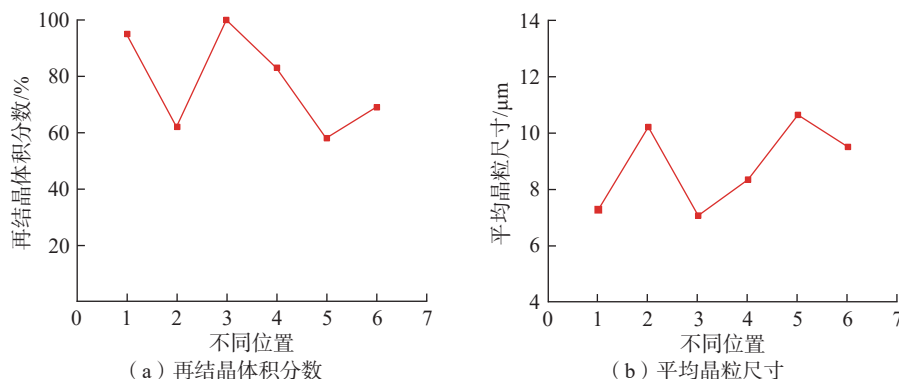


图9 环件截面不同位置微观组织分布曲线

Fig.9 Curve of microstructure distribution at different positions of the ring cross-section

心位置,由于高度减小,其应变积累高于5号位置,但温度较低;5号位置虽位于环件中心,但塑性变形小,因此2号和5号位置应变与温度处于动态再结晶临界条件附近。2号和5号位置再结晶程度较4号和6号位置更小,且5号位置温度高,有利于晶粒长大。因此,在轧制结束后,5号位置再结晶不完全且晶粒较大,导致平均晶粒尺寸最大,难以充分细化组织。

环件不同位置的应变与温度不同,导致环件环轧后再结晶程度不同,晶粒尺寸分布不均匀,环件的性能受到影响。因此,本文采用有限元模拟的方法对环件微观组织进行预测,并开展试验验证。

2.2.2 初始组织状态对环件微观组织的影响

在不同尺度范围内,合金的初始组织状态通过调控加工硬化与再结晶软化之间的相互作用,影响其流变应力行为,并最终导致变形后组织结构产生显著差异^[17]。初始晶粒尺寸在一定范围内增大会降低晶粒之间的变形协调性,晶界附近易产生大量位错缠结和塞积。这导致在相同变形量下,晶粒组织内部积累的变形储能更高,使合金更容易发生动态再结晶,提高形核率。但过大的初始晶粒尺寸会降低晶界面积与形核位置数量,并提高动态再结晶的临界条件,使应变不足区域更难实现充分再结晶。

图10显示了坯料在不同初始组织状态(120、140、160、180、200、220 μm)条件下,环件环轧完成后的再结

晶体积分数及平均晶粒尺寸变化曲线。随坯料初始晶粒尺寸从120 μm增大至160 μm,应变场变化不明显、温度场下降幅度小,而再结晶体积分随初始晶粒尺寸增大而降低,不同位置平均晶粒尺寸逐渐增大。初始晶粒尺寸增大至180 μm后,晶界形核能力降低且临界应变需求提高,再结晶形核更加困难,晶粒细化作用减弱,因此最终晶粒明显粗化。当坯料初始组织的平均晶粒尺寸为160 μm时,环件不同位置的平均晶粒尺寸最小差值约为4 μm,微观晶粒尺寸小且最为均匀。

由于环件在成形过程中存在显著的温度-应变耦合作用,在相同环轧工艺条件下,初始晶粒尺寸通过影响动态再结晶形核与晶粒长大行为,改变中心及中低应变区域的组织均匀性与晶粒尺度。随初始晶粒尺寸增大,部分区域再结晶程度降低,最终平均晶粒尺寸增大。通过有限元模拟对终轧环件坯料初始组织状态的敏感性进行研究,发现环件坯料控制初始晶粒度号G=2.5 (ASTM E112)的初始状态,更有利于得到组织均匀的GH4169高温合金环件。

2.2.3 初始加热温度对环件微观组织的影响

已有研究表明,环件环轧过程中的组织演变对温度这一工艺参数具有高度敏感性^[11],较高的初轧温度,可促进再结晶过程的进行。Chen等^[18]的研究表明,在适当应变条件下,GH4169合金的高温变形组织随温度变

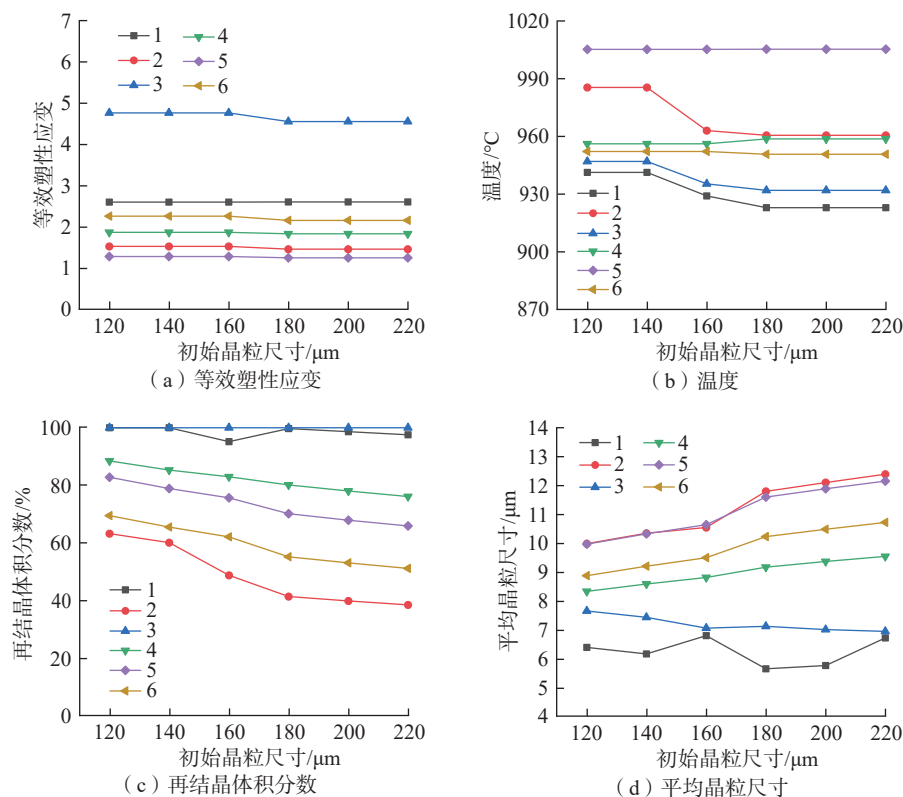


图 10 坯料不同初始组织状态下环件截面不同位置模拟结果变化曲线

Fig.10 Variation curves of simulation results at different positions of the ring cross-section under different initial microstructure states of the billet

化呈现典型的再结晶演变特征。为揭示初始加热温度对环件环轧后微观组织演化的影响规律,研究不同初始加热温度(970、980、990、1000、1010、1020 °C)下再结晶体积分数与平均晶粒尺寸的变化。

由图 11 可知,3 号位置的应变值随初始加热温度升高出现明显变化,可能是升温软化导致局部应变与流动应力降低,从而使变形产生的热量减少,轧后温度下降。但该位置仍处于高温、高应变状态,发生完全再结晶,平均晶粒尺寸变化不大。6 号位置处在环件外表面中心,随初始加热温度升高,等效塑性应变减小,温度变化不大,再结晶体积分数整体逐步下降。选取 6 号位置的等效塑性应变值计算临界应变的具体数值,比较实际应变 ε 与临界应变 ε_c 的区别,结果见表 3。由表 3 可得,6 号位置 ε_c 随温度升高而减小,通常会促进再结晶的发生,但实际结果表明,随着温度的升高, ε 也在减小,而 $\varepsilon/\varepsilon_c$ 比值逐渐增大。 ε_c 从 970 °C 的 0.01481 降至 1020 °C 的 0.0095, ε 从 2.5339 降至 2.14167,减小幅度更大,局部区域的应变未能有效超过 ε_c , ε 未被充分分配和利用,导致再结晶没有足够的驱动能,再结晶体积分数减小,平均晶粒尺寸增大。当温度升高到 1020 °C 时,热激活效应增强对形核不足起到一定补偿作用,因此再结晶体积分数出现轻微回升。1 号和 4 号位置位于环件内表

面,应变和温度均小幅增大,1 号位置位于内侧角位置,应变更大,发生完全再结晶,因此与 4 号位置相比,1 号位置再结晶体积分数更大,平均晶粒尺寸更小;4 号位置再结晶体积分数随初始加热温度升高而升高,该区域再结晶更充分,平均晶粒尺寸随初始加热温度的升高而减小。2 号和 5 号位置无明显应变变化,2 号位置温度也不明显,5 号位置受散热限制,温度随初始加热温度升高而升高。由图 11 (c) 和 (d) 可知,初始加热温度为 1000 °C 时最利于 2 号和 5 号位置再结晶,此时再结晶体积分数较大,平均晶粒尺寸最小。但与其他位置相比,由于 5 号位置温度最高,该位置晶粒尺寸仍最大,如图 11 (b) 和 (d) 所示。初始加热温度为 1000 °C 时,不同位置平均晶粒尺寸差值最小,约为 3.72 μm。

初始加热温度升高不会改变应变场与温度场的基本分布,但是会改变不同位置的具体应变值和温度值。温度升高会改变材料流动应力与局部应变集中程度,进而调控动态再结晶的发生程度与晶粒尺度。上述结果表明,初始加热温度为 1000 °C 时,该环件环轧后晶粒尺寸最小,与其他温度相比也最为均匀,有利于提高环件的性能。

2.3 试验验证

通过前述对初始晶粒尺寸及初始加热温度的有限

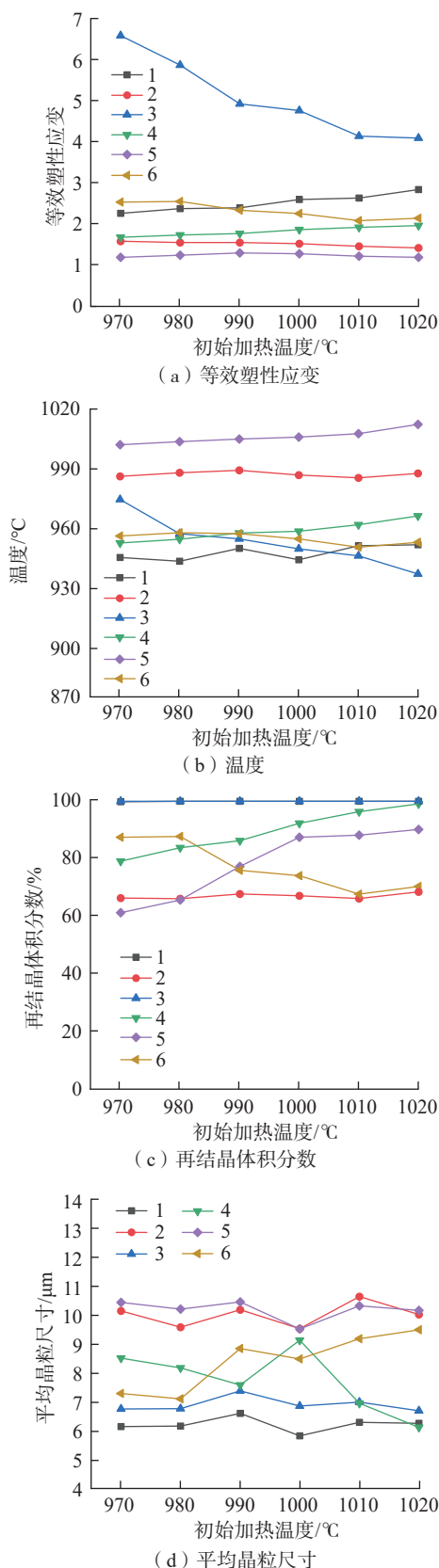


图 11 不同初始加热温度下环件截面不同位置模拟结果变化曲线
Fig.11 Variation curves of simulated results at different positions of the ring cross-section under different initial heating temperatures

元模拟预测研究,选择初始晶粒度号为 $G=2.5$ (ASTM E112) 的 GH4169 环形坯料,在初始温度为 1000 °C 及相应工艺参数下,进行环件环轧试验。对轧制所得环件截面不同位置进行晶粒组织分析,如图 12 所示。可知,5 号位置处于中心区域,晶粒粗化明显,晶界清晰且组织均匀,晶粒尺寸约为 $17.15\text{ }\mu\text{m}$; 1 号位置处于四角边缘区域,晶粒尺寸较小,约为 $9.85\text{ }\mu\text{m}$ 。由于再结晶会消耗变形积累的储存能,再结晶晶粒内部储存能少。高取向差位置储存能较高,通过 KAM 图(图 13)计算再结晶晶粒体积分数。试验所得再结晶晶粒体积分数及平均晶粒尺寸见表 4。综上可知,环件微观组织整体呈现出中间大、

表 3 6 号位置 ε 、 ε_c 、 $\varepsilon/\varepsilon_c$ 结果
Table 3 Results of ε 、 ε_c 、 $\varepsilon/\varepsilon_c$ at position 6

温度 / °C	ε	ε_c	$\varepsilon/\varepsilon_c$
970	2.53390	0.01481	171.02396
980	2.57000	0.01464	175.54342
990	2.33610	0.01256	185.95045
1000	2.25640	0.01293	174.49781
1010	2.08316	0.01063	195.96051
1020	2.14167	0.009452	226.61923

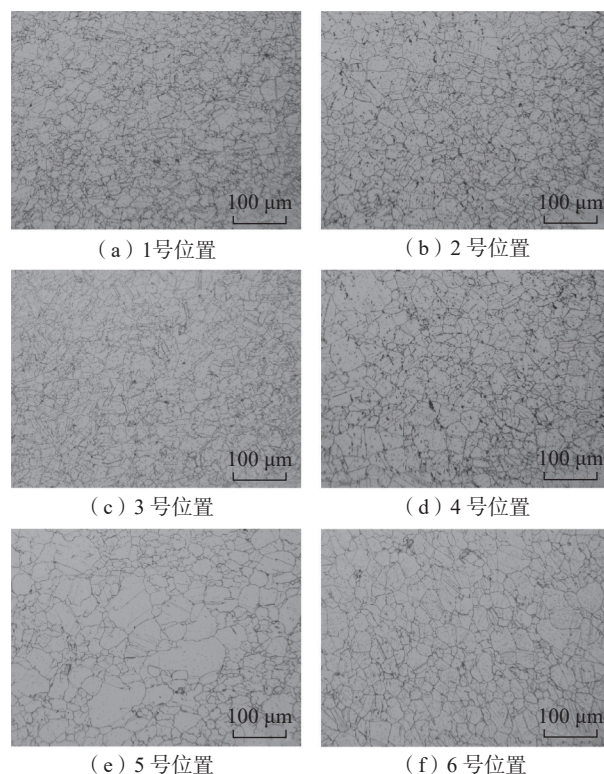


图 12 环件截面不同位置晶粒组织
Fig.12 Grain microstructure at different positions of the ring cross-section

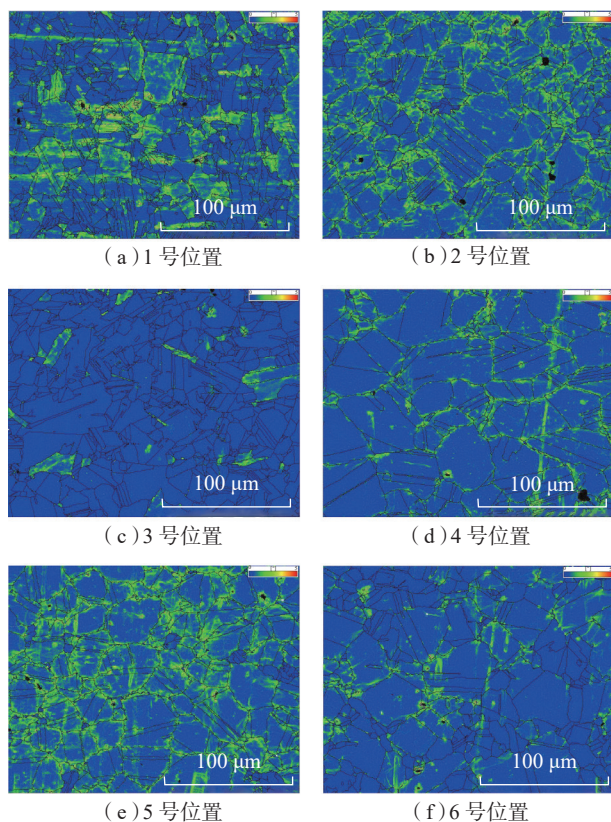


图13 环件截面不同位置的局部取向差分布(KAM)

Fig.13 Kernel average misorientation (KAM) at different positions of the ring cross-section

表4 不同位置再结晶体积分数及平均晶粒尺寸

Table 4 Recrystallized volume fraction and average grain size at different positions

位置	再结晶体积分数 /%	平均晶粒尺寸 / μm
1号	82.97	9.85
2号	65.2	13.5
3号	94.55	12.35
4号	78.96	11.49
5号	56.74	17.15
6号	71.49	16.63

边缘小的分布特征,反映出高温合金环件经过环轧后的非均匀性。

图14为不同位置试验计算与模拟预测的再结晶体积分数与平均晶粒尺寸的对比结果。再结晶体积分数除位置1误差在14%左右外,其余位置误差值均在5%左右,再结晶体积分数预测结果与试验所得基本一致。不同位置平均晶粒尺寸的试验值均高于模拟值,误差在15%左右,属于模型计算误差允许范围。

由图14(b)可知,试验测得平均晶粒尺寸均大于模

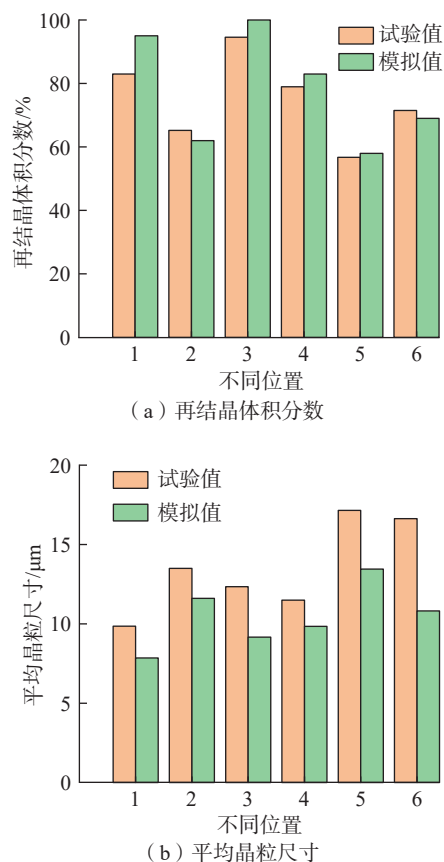


图14 环件截面不同位置再结晶体积分数与平均晶粒尺寸的模拟值和试验值对比

Fig.14 Comparison of simulated and experimental average grain sizes at different positions of the ring cross-section

拟预测值。对不同网格单元尺寸及摩擦系数等模拟参数进行误差分析,针对不同位置的平均晶粒尺寸进行定量分析,具体结果如表5和表6所示。可知,在不同网格单元尺寸(10.00、16.10、20.00 mm)、摩擦系数(0.2、0.3、0.4)下,平均晶粒尺寸模拟值仍均小于试验值,排除了有限元模拟参数设定带来的误差。推测误差来源为模拟结果为“环轧结束时刻”的输出值,忽略了从环轧结束到淬火冷却间隙时间段内,GH4169高温合金的静态再结晶(SRX)及其后续晶粒长大的影响。GH4169高温合金在环轧结束后仍处于高温状态,其内部积累的巨大变形能会迅速驱动静态再结晶的发生,形成新的无应变晶粒^[19]。随后,在晶界能降低的驱动下,这些再结晶晶粒会快速长大^[20]。GH4169合金在再结晶退火温度范围内具备较高的原子扩散速率和晶界迁移能力,即使间隙时间较短,也足以导致晶粒尺寸的显著变化。此外,合金中 δ 相(Ni_3Nb)和 γ' 相(Ni_3Nb)等析出相在高温停留期间会发生粗化和溶解,对晶界迁移的钉扎效应随之减弱,也可能进一步促进晶粒长大^[21]。实际生产中冷却速率的非理想化,以及环件不同区域变形不均匀性引起的局部微观组织演化差异,

表 5 不同网格单元下不同位置平均晶粒尺寸

Table 5 Average grain size at different positions under different mesh element sizes

网格单元尺寸/mm	平均晶粒尺寸/ μm					
	1号	2号	3号	4号	5号	6号
10.00	9.0032	11.6810	7.2156	9.7133	11.5607	10.0652
16.10	9.8255	11.6176	9.1654	9.8452	13.4512	10.8215
20.00	9.1230	11.0906	5.8668	9.2017	11.1793	10.5259
试验值	9.97	13.50	12.35	11.49	17.95	16.63

表 6 不同摩擦系数下不同位置平均晶粒尺寸

Table 6 Average grain size at six positions under different friction coefficients

摩擦系数	平均晶粒尺寸/ μm					
	1号	2号	3号	4号	5号	6号
0.2	9.6278	11.8433	7.0796	9.7462	11.4518	10.8049
0.3	9.8255	11.6176	9.1654	9.8452	13.4512	10.8215
0.4	7.7086	10.3200	7.3767	8.9008	10.3630	9.2963
试验值	9.85	13.50	12.35	11.49	17.95	16.63

也可能加剧了模拟与试验之间的偏差。但通过再结晶体积分数与平均晶粒尺寸大小分布可知,有限元模拟能够较准确地预测微观组织,具有一定可靠性,可为高温合金环件成形提供理论指导。

3 结论

(1)建立了高温合金环件“锻饼—冲孔—轧制”全流程热力耦合有限元模型,揭示了制坯完成后及环轧完成后应变场与温度场的演变规律:制坯结束后应变表现为表面小、中心大、连皮断裂处最大的分布,轧制后应变表现为环件内外表面及圆角处集中、中心较小的非均匀分布;温度场始终呈由中心向表面降低的梯度分布。

(2)对环件的微观组织模拟分析表明,在环件内外表面发生了充分的再结晶,晶粒细化;而环件中心的晶粒由于温度较高而长大,晶粒尺寸较大。

(3)对初始晶粒尺寸及初始加热温度两个影响环轧后晶粒尺寸的因素进行有限元模拟研究,结果显示,制坯前坯料组织初始晶粒度号为 $G=2.5$ (ASTM E112)、初始加热温度为 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,环件环轧后的整体再结晶最为充分,且截面不同位置的平均晶粒尺寸差异最小,晶粒细化与组织均匀性达到最佳平衡,同时试验证实了该条件下模拟预测的可靠性。本结论作为对原材料组织状态与加热工序的优化建议,为实际生产中的来料控

制与工艺制定提供参考,有利于进一步提高高温合金环件的成形质量。

参考文献

- [1] WANG S J, HE J J, LI W P, et al. Microstructure analysis and cracking mechanism of aero-engine hot-end component K4169 superalloy based on in-situ EBSD test[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 960: 170781.
- [2] JIANG H, HE F, XU L, et al. Research progress on ring rolling technology of superalloy ring forging[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2021, 50(5): 1860–1866.
- [3] 邹甜. GCr15 轴承环件热轧全过程微观组织演化数值模拟和实验研究[D]. 武汉: 武汉理工大学, 2014.
- [4] ZOU Tian. Simulation and experimental research on macroscopic and microscopic deformation behaviors in hot ring rolling of GCr15 Bearing ring[D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2014.
- [5] 邓加东, 华林, 钱东升. 环坯温度分布状态对径向轧制变形遗传影响[J]. 机械工程学报, 2014, 50(14): 110–117.
- [6] DENG Jiadong, HUA Lin, QIAN Dongsheng. Genetic influences of blank temperature distribution on radial-axial ring rolling deformation[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2014, 50(14): 110–117.
- [7] QIAN D S, ZHOU G, HUA L, et al. 3D coupled thermomechanical FE analysis of blank size effects on radial-axial ring rolling[J]. Ironmaking & Steelmaking, 2013, 40(5): 360–368.
- [8] 邹甜, 华林, 韩星会. 环件热轧全过程微观组织演化数值模拟和试验研究[J]. 机械工程学报, 2014, 50(16): 97–103.
- [9] ZOU Tian, HUA Lin, HAN Xinghui. Simulation and experiment study on the microstructure evolution during the whole hot ring rolling process[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2014, 50(16): 97–103.
- [10] 龚敏. 42CrMo 钢环形锻件径—轴向轧制数值模拟与工艺优化[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2023.
- [11] GONG Min. Numerical simulation and process optimization of radial-axial ring rolling for 42CrMo steel[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2023.
- [12] 王斌鹏. 复杂截面环件碾扩模具成形工艺仿真优化研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2024.
- [13] WANG Xiaopeng. Research on simulation and optimization of forming process of ring rolling die with complex cross section[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2024.
- [14] ZHU X L, LIU D, XING L J, et al. Microstructure evolution of inconel 718 alloy during ring rolling process[J]. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing, 2016, 17(6): 775–783.
- [15] WEI Z, JIANG H, DONG J X. A new evaluation method of mixed-grain in finite element simulation during ring-rolling of superalloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 36: 1912–1916.
- [16] WEI Z, JIANG H, DONG J X. Effect of temperature and strain on microstructure evolution of GH4169 superalloy ring forging during ring rolling[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1040: 183503.
- [17] LUO S Y, FAN Y T, LIU Y J, et al. Numerical analysis on

macro deformation and microstructure characteristics of IN718 alloy aeroengine drum in hot radial-axial rolling process[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2025, 137(5): 2793–2807.

[13] 魏振, 李昕, 江河, 等. GH4169 高温合金环轧过程组织模型适配性研究及应用[J]. 金属学报, 2026, 62(3): 497–508.

WEI Zhen, LI Xin, JIANG He, et al. Microstructure models adaptability and its application in ring rolling process of GH4169 superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2026, 62(3): 497–508.

[14] TANG X F, WANG B Y, ZHANG H, et al. Study on the microstructure evolution during radial-axial ring rolling of IN718 using a unified internal state variable material model[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2017, 128: 235–252.

[15] JIANG H W, SONG Y R, WU Y C, et al. Macrostructure, microstructure and mechanical properties evolution during 8Cr₄Mo₄V steel roller bearing inner ring forging process[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 798: 140196.

[16] 朱帅. TA15 钛合金径轴向环轧全过程变形与组织演变[D]. 西安: 西北工业大学, 2015.

ZHU Shuai. Deformation and microstructure evolution in whole process of radial-axial ring rolling of TA15 titanium alloy[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2015.

[17] 姚凯俊. 超大型 GH4169 高温合金铸锭开坯和涡轮盘锻造组织调控与工艺优化研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2025.

YAO Kaijun. Study on microstructure control and process optimization of ultra-large GH4169 superalloy ingot cogging and turbine disk forging[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2025.

[18] CHEN F, LIU J, OU H G, et al. Flow characteristics and intrinsic workability of IN718 superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 642: 279–287.

[19] ZHAO S X, CHENG Z C, YU W. GH4169 simulates the degree of recrystallization and grain growth model of different annealing processes[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2026, 35(7): 6142–6153.

[20] LI Z L, QI Q Q, GAO Y F, et al. Kinetic modeling and grain refinement mechanisms during static recrystallization of GH4169 superalloy[J]. Materials Today Communications, 2025, 49: 114095.

[21] CAI H W, CHEN Q, CHEN M S, et al. A novel recrystallization annealing method to cooperatively control the grain size and δ phase content for initial aged GH4169 superalloy forging[J]. Materials Characterization, 2023, 205: 113246.

(责编 阳光)