

• 工艺技术 Technology •
DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.6032

GH4169 合金盘件锻造全过程晶粒尺寸 演变规律仿真研究

周子煜¹, 邓浩², 杨靖云², 刘浪², 孙宗帅², 吴天模², 郭良刚¹

(1. 西北工业大学凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072; 2. 中国第二重型机械集团德阳万航模锻有限公司, 四川 德阳 618013)

摘要:以某型航空发动机 GH4169 合金盘锻件为研究对象, 针对晶粒尺寸及其均匀性调控难题, 开展了锻造全过程晶粒尺寸演变规律的仿真研究。建立了基于应变补偿的 Arrhenius 宏观流动应力本构模型, 以及考虑 δ 相影响的动态再结晶与晶粒长大模型。通过全过程几何与晶粒尺寸数据的遗传关系, 建立了全过程宏微观有限元模型, 以综合预测变形与晶粒尺寸演变, 模拟揭示了全流程(锻粗-加热-预锻-加热-终锻)晶粒尺寸的分布及演变规律。结果表明, 锻粗与预锻通过局部不均匀大变形实现原始组织初步细化, 但导致晶粒尺寸不均; 中间加热利用大、小晶粒长大速度差异, 使晶粒尺寸趋于均匀化; 终锻在低速、等温条件下促使绝大部分区域发生充分动态再结晶, 实现整体晶粒显著细化, 平均晶粒度达 ASTM 9.0~9.5 级, 仅在与模具接触的局部小变形区残留约 ASTM 7.5 级粗大晶粒。

关键词: GH4169 合金; 航发涡轮盘; 动态再结晶模型; 静态晶粒长大模型; 宏微观耦合有限元模型

中图分类号: TG316.3

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)09-1051-09

Simulation Study on Grain Size Evolution Throughout the Forging Process of GH4169 Alloy Disc Components

ZHOU Ziyu¹, DENG Hao², YANG Jingyun², LIU Lang², SUN Zongshuai²,
WU Tianmo², GUO Lianggang¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. China National Erzhong Group Deyang Wanhang Die Forging Co., Ltd., Deyang 618013, China)

Abstract: Focusing on the forging process of an aeroengine GH4169 alloy disc component and addressing the challenges associated with controlling grain size and uniformity, a simulation study was conducted on grain size evolution throughout the entire forging process. First, a strain-compensated Arrhenius constitutive model for describing the macroscopic flow stress and a dynamic recrystallization and grain growth model considering the influence of the δ phase were established. Second, considering the inheritance relationship of geometric and grain size data throughout the multistage forging process, a macromicro coupled finite element model was developed to comprehensively predict deformation and grain size evolution. Finally, the simulations reveal the grain size distribution and evolution throughout the entire process (upsetting-heating-preforging-heating-final forging). Upsetting and preforging achieve initial refinement of the original microstructure through localized, nonuniform large deformation but result in an uneven grain size distribution. Intermediate heating processes, utilizing the difference in growth rates between large and small grains, promote grain size homogenization. During the final forging stage, under low-speed, near-isothermal conditions, sufficient dynamic recrystallization is induced in the vast majority of the component, ultimately achieving significant overall grain refinement to an average grain size of ASTM 9.0~9.5. Only localized small deformation zones in contact with the die retain coarser grains of approximately ASTM 7.5.

Key words: GH4169 alloy; aeroengine turbine disc; dynamic recrystallization model; static grain growth model; macro-micro coupled finite element model

收稿日期: 2026-03-09

基金项目: 四川省中央引导地方科技发展专项(2024ZYD0326)

作者简介: 周子煜, 1999 年生, 博士生. 研究方向为材料加工工程. Email: zyzhou@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 郭良刚, 1974 年生, 博士, 教授. 研究方向为材料加工工程. Email: glgg66@nwpu.edu.cn

引用格式: 周子煜, 邓浩, 杨靖云, 刘浪, 孙宗帅, 吴天模, 郭良刚. GH4169 合金盘件锻造全过程晶粒尺寸演变规律仿真研究[J]. 铸造技术, 2026, 47(9): 1051-1059.

ZHOU Z Y, DENG H, YANG J Y, LIU L, SUN Z S, WU T M, GUO L G. Simulation study on grain size evolution throughout the forging process of GH4169 alloy disc components[J]. Foundry Technology, 2026, 47(9): 1051-1059.

高温合金盘件作为“两机”热端部件的核心构件,在运行过程中承受着极高的热应力和载荷,其工作环境极端恶劣^[1-2]。因此,对高温合金盘件材料的强度、韧性、疲劳寿命、蠕变抗力以及组织稳定性提出了极高的要求。GH4169 合金在 650 ℃以下具有出色的综合性能,已成为用量最大、应用最广泛的高温合金^[3]。该合金主要通过 $\gamma''(\text{Ni}_3\text{Nb})$ 和 $\gamma'(\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}))$ 相的沉淀析出实现强化,其力学性能与微观组织,尤其是晶粒尺寸密切相关^[4]。细小的等轴晶组织通常能赋予材料更优异的屈服强度、疲劳裂纹萌生抗力及低周疲劳寿命^[5];粗大的晶粒或不均匀的混晶组织则会成为性能的薄弱环节,诱发材料失效。因此,如何预测与精准调控 GH4169 合金盘件锻造过程晶粒尺寸,是实现其高性能制造迫切需要解决的关键问题。

GH4169 合金盘件锻造是一个多工序、多火次的复杂过程,涉及变形、加热等阶段。在变形阶段合金会发生动态再结晶以细化晶粒,而工序间的加热阶段会导致晶粒发生长大和静态/亚动态再结晶,其共同决定了最终构件的微观组织^[6]。近年来,围绕高温合金锻件微观组织演变的研究已成为国内外材料加工领域的热点^[6]。温红宁等^[7]开展了 FGH4113A 镍基粉末高温合金涡轮盘锻造过程的宏微观耦合数值模拟,阐明了工艺参数对涡轮盘平均晶粒尺寸及其分布的影响规律,并且优化获得最佳工艺参数组合为坯料温度 1 097 ℃、坯料高径比 2.4、应变速率 0.021 s⁻¹。石晓玲等^[8]构建了 GH2132 高温合金盘锻造过程宏微观耦合有限元模型,揭示了该过程微观组织的分布情况,通过调整锻造工艺参数,消除了盘件中的混晶组织。张洪伟等^[9]建立 GH4169 合金不同应力水平的蠕变耦合模型,揭示了 GH4169 合金盘锻件的应力松弛行为,发现随蠕变时间的累积,盘件芯处蠕变最突出且伴随应力松弛现象。周星等^[10]探明了 GH4720Li 合金盘锻件不同变形区微观组织的演变行为,重点关注了 γ' 在模锻过程中的分布规律。然而,上述研究主要关注最终模锻成形

过程,对锻造全过程各工序之间的微观组织遗传与演变缺乏充分考虑。马博乾^[11]开展了铸锭→棒材→盘锻件的全流程成形工艺模拟研究,阐明了 GH4169 合金在全过程中动态再结晶和晶粒尺寸的演变规律,如较低的应变速率更有利于充分的再结晶,终锻温度应该不低于 900 ℃,以避免混晶晶粒组织的出现。现有研究鲜有考虑锻造过程中加热阶段的静态晶粒长大行为,而静态晶粒长大行为对于后续加工及最终锻件晶粒组织性能起着至关重要的作用。

基于此,本文以某型航空发动机 GH4169 合金盘锻件为研究对象,考虑其锻造全过程(锻粗、加热、终锻等)晶粒尺寸的遗传关系,通过建立全过程宏微观有限元仿真模型,模拟分析全过程盘件晶粒尺寸分布及演变规律,为该过程晶粒尺寸的精准调控和全过程多工序的协同优化设计提供理论和技术基础。

1 GH4169 合金热变形宏微观本构模型

1.1 流动应力宏观本构模型

合金的流动应力通常与变形温度、应变速率及变形量这 3 个变形参数有关。Arrhenius 方程被广泛应用于描述高温变形时的流动应力^[12-13],如下式所示:

$$\dot{\varepsilon}=A[\sinh(\alpha\sigma)]^n\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中, $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; α 为应力水平参数; Q 为变形激活能; n 为应力指数; A 为结构因数; σ 为变形过程中的瞬时应力; R 为气体常数, T 为变形温度。然而式(1)没有描述应变对流动应力的影响作用,基于此,将待求参数 α 、 n 、 Q 、 A 看作应变的函数,即基于应变补偿的 Arrhenius 双曲正弦本构模型,如式(2)所示。式中各待求参数通过开展不同变形条件(温度、应变速率、变形量)下热模拟压缩实验所获的流动应力-应变数据确定。

$$\begin{cases} \sigma=\alpha^{-1}\ln(Z/A)^{1/n}+\{[(Z/A)^{2/n}+1]^{1/2}\} \\ Z=\dot{\varepsilon}\exp\left[\frac{Q}{RT}\right] \\ \alpha=f(\varepsilon)=0.004+0.019\varepsilon-0.123\,2\varepsilon^2+0.399\,5\varepsilon^3-0.577\,2\varepsilon^4+0.303\,5\varepsilon^5 \\ n=f(\varepsilon)=4.735\,4+14.279\varepsilon-152.478\,2\varepsilon^2+578.031\,5\varepsilon^3-964.412\varepsilon^4+595.48\varepsilon^5 \\ Q=f(\varepsilon)=477.127+2\,423.5\varepsilon-22\,674.4\varepsilon^2+85\,176.7\varepsilon^3-142\,916.4\varepsilon^4+88\,900.21\varepsilon^5 \\ \ln A=f(\varepsilon)=43.2+175.9\varepsilon-1\,764.86\varepsilon^2+6\,837.1\varepsilon^3-11\,697.52\varepsilon^4+7\,382.83\varepsilon^5 \end{cases} \quad (2)$$

根据式(2)计算不同变形条件下的应力值,绘制出对应的流动应力曲线,并与热模拟压缩实验值进行对比,如图 1 所示。从图中可以看到,所建立的本

构方程具有较好的预测精度,实验值和预测值的平均相对误差为 9.12 %,表明该流动应力宏观本构模型具有足够的预测精度。

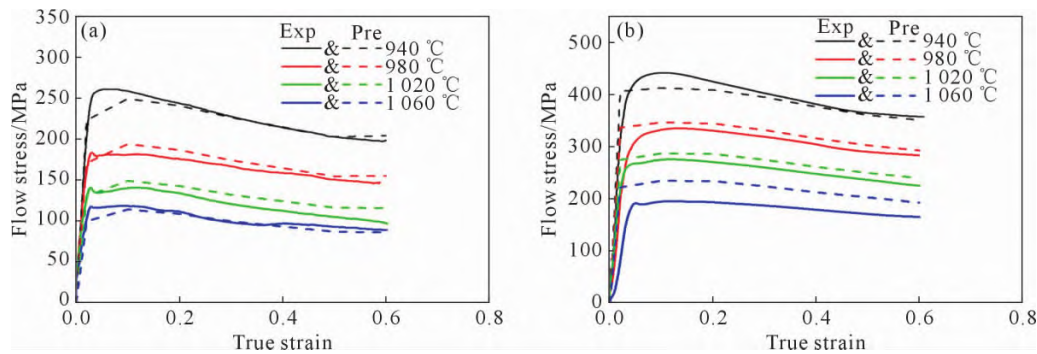
图1 不同变形条件下真应力预测值(Pre)和实验值(Exp)对比:(a) 0.01 s⁻¹; (b) 0.1 s⁻¹

Fig.1 Comparison between the predicted and experimental stresses under different deformation conditions: (a) 0.01 s⁻¹; (b) 0.1 s⁻¹

1.2 微观组织预测模型

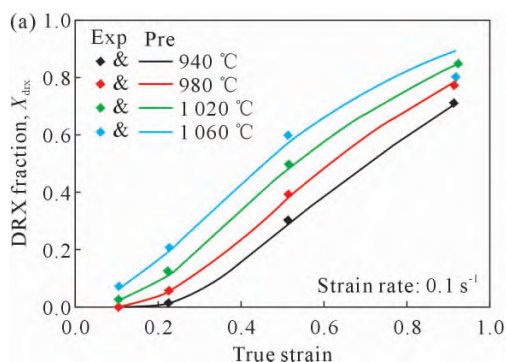
GH4169 合金不仅会在变形阶段发生动态再结晶,还会在加热阶段发生晶粒长大行为。目前各国学者多采用阿夫拉米方程描述再结晶动力学转变^[4]。然而 δ 相的存在极大影响了 GH4169 合金动态再结晶行为,因此提出考虑 δ 相的动态再结晶方程,表示为:

$$X_{dx}=1-\exp\left[-K_d\left(\varepsilon-\varepsilon_c+C_T\cdot\frac{T-T_\delta}{1000}\right)^{n_d}\right] \quad (3)$$

式中, X_{dx} 为动态再结晶分数; ε_c 为发生动态再结晶时的临界应变,可描述为温度和应变速率的函数; T_δ 为 δ 的溶解温度,本文取 $T_\delta=1000$ °C; K_d 和 n_d 为待确定的方程参数; C_T 为温度系数。通常动态再结晶晶粒尺寸 d_{dx} 可以描述为温度和应变速率的函数。通过拟合热模拟压缩有关再结晶分数和晶粒尺寸的实验数据,得到 GH4169 合金的动态再结晶及再结晶晶粒尺寸模型为:

$$\begin{cases} X_{dx}=1-\exp\left[-2.49\left(\varepsilon-\varepsilon_c+1.65\times\frac{T-1293}{1000}\right)^{1.97}\right] \\ \varepsilon_c=0.5703\ln Z-5.6281 \\ d_{dx}=67037.67Z^{0.187} \end{cases} \quad (4)$$

GH4169 合金的静态晶粒长大模型则参考吴桂芳^[15]的研究,结合不同加热温度和保温时间下静态晶粒长大实验数据,确定该模型为:



$$\begin{cases} d=d_0+(d_s-d_0)[1-\exp(-0.0297t)] \\ d_s=0.00458\exp(0.0077T) \end{cases} \quad (5)$$

式中, d 为静态晶粒长大过程的平均晶粒尺寸; d_0 为初始晶粒尺寸; d_s 为静态晶粒长大的极限晶粒尺寸; t 为加热时间。图2为动态再结晶分数和静态晶粒长大预测值与实验值的对比,从图中可以看出,本文所建立的模型很好地描述了 GH4169 合金动态再结晶和静态晶粒长大行为。

2 GH4169 合金盘件锻造全过程宏微观耦合有限元建模

2.1 全过程工艺关键工序

某型航空发动机 GH4169 合金盘锻件最终形状复杂,带有中心槽等特征。根据实际生产工艺,全流程主要包括:下料→锻粗→加热→预锻→加热→终锻→切边。全过程仿真研究聚焦于从锻粗、中间加热、预锻、中间加热到终锻的关键热成形过程,如图3所示。考虑全过程几何与晶粒数据的遗传关系,基于 Simufact Forming 软件平台建立全过程各工序的宏微观耦合有限元模型,实现全过程几何与晶粒尺寸演变的预测。

2.2 全过程宏微观有限元建模技术

2.2.1 几何与晶粒数据的遗传

利用 Simufact Forming 软件的多工序数据遗传

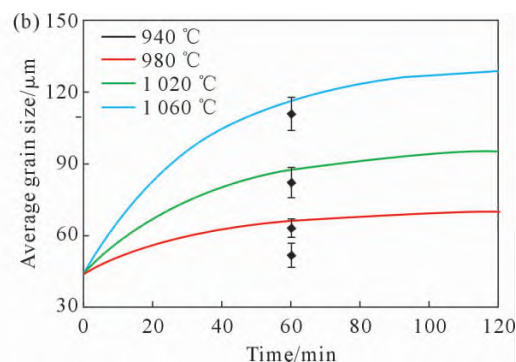


图2 不同温度下微观组织预测值(Pre)和实验值(Exp)对比:(a) 动态再结晶;(b) 静态晶粒长大

Fig.2 Comparison between the predicted and experimental microstructures under different temperatures: (a) dynamic recrystallization; (b) static grain growth

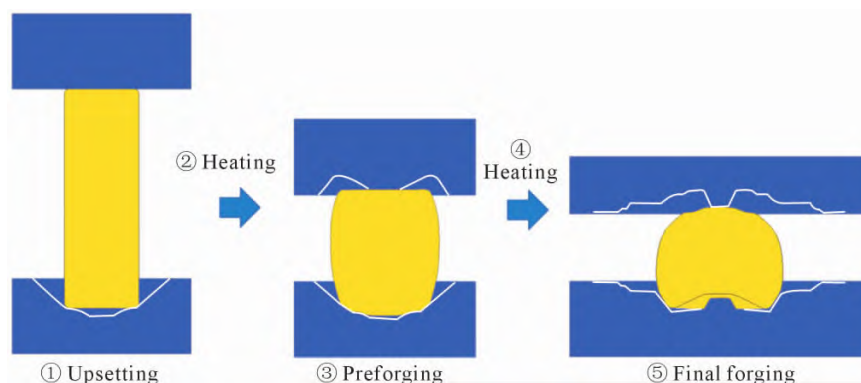


图3 GH4169 合金盘件锻造全过程关键工序

Fig.3 Key stages during the entire forging process of the GH4169 alloy disc component

功能,实现了全流程几何与晶粒尺寸信息的自动传递。镦粗工序的坯料与模具几何模型在 UGNX 中预先设计并导入软件,坯料初始晶粒尺寸由实测棒料确定。后续工序中,加热、预锻、终锻的坯料几何与晶粒尺寸数据均自动继承自上一工序,模具几何则重新导入并定位。由于工序间存在回炉加热,温度、应力、应变场重置,因此仅遗传几何与晶粒尺寸信息,确保了全过程数据传递的连续性与准确性。

2.2.2 网格划分策略

为保证计算精度与效率,初始坯料采用四面体单元划分,变形平缓区域设置较大单元尺寸以提高效率;全程开启网格重划分功能,当网格畸变时自动重划分,并通过映射算法将温度、应变、晶粒尺寸等场变量传递至新网格,有效避免求解中断,保证多工序模拟的稳定性与数据连续性。

2.2.3 边界条件设置

边界条件的合理定义是确保仿真实际工况真实性的关键要素。在热边界条件方面,坯料的初始温度根据材料的变形温度设定为 $1\,000\,^{\circ}\text{C}$,该温度接近 GH4169 合金中 δ 相溶解温度,可以有效抑制锻造过程中晶粒的长大行为。变形工序之间加热过程中的温度也设置为 $1\,000\,^{\circ}\text{C}$,模具温度设定为 $400\,^{\circ}\text{C}$ 。坯料与模具间的接触热传导系数取 $5\,000\,\text{W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})^{[16]}$,与空气的对流换热系数为 $20\,\text{W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})^{[17]}$,坯料表面辐射率设为 $0.7^{[18]}$ 。热源主要考虑塑性变形功转化为热(转换效率 0.9),以及摩擦生热,其中 90% 的热量分配进入坯料。在力学边界条件中,摩擦模型采用剪切摩擦形式,摩擦因子设为 0.3 。设备运动方面,上模为主动运动部件,其运动规律基于液压机特性设定,镦粗和预锻过程中模具的下压速度为 $8\,\text{mm/s}$,终锻的下压速度较慢,控制在 $1\sim 3\,\text{mm/s}$,以促进材料填充与温度均匀性。模具约束设置为下模固定,上模沿轴向运动。GH4169 合金的初始组织为挤压态棒料,其初始晶粒度约为 6 级^[19],因此将棒料镦粗过程初

始晶粒尺寸设置为 $43.7\,\mu\text{m}$ 。

2.2.4 宏微观本构数值化开发

Simufact Forming 支持用 FORTRAN 编写的用户子程序。通过用户子程序,在 Simufact Forming 中分析方程自定义的材料规律^[20]。模拟过程中材料的流动应力和微观组织可以通过材料子程序二次开发,其计算流程如图 4 所示。具体步骤为:通过用户材料接口实现主求解器与子程序间的数据传递,每个增量步交换温度、应变、应变速率及晶粒尺寸。动态再结晶模块根据临界应变判断是否启动,计算再结晶分数与晶粒尺寸;加热工序则调用静态晶粒长大模型,根据温度和时间更新晶粒尺寸,求解应变补偿的 Arrhenius 方程得到流动应力。子程序将微观组织变量存储为状态变量,通过数据映射功能,实现多工序间场变量的自动继承,确保全流程模拟的连续性。上述二次开发成功实现了 GH4169 合金锻造全流程晶粒尺寸演变的精准预测。

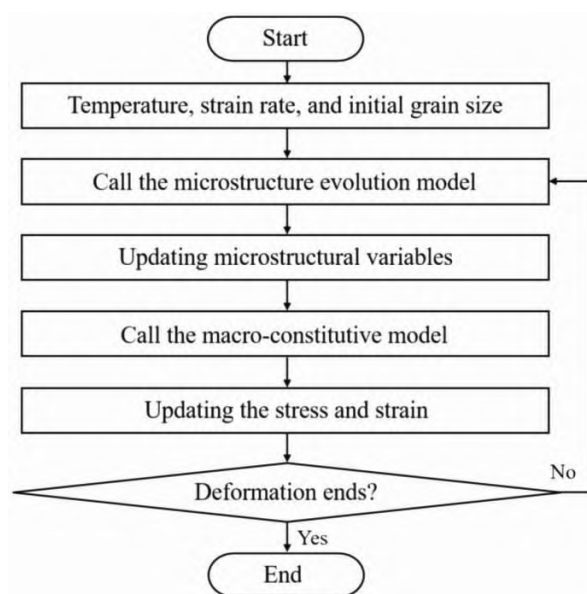


图4 材料子程序计算流程

Fig.4 Calculation flow chart of the material subroutine

3 GH4169 合金盘件锻造全过程晶粒尺寸演变规律

3.1 镦粗过程晶粒尺寸分布规律

镦粗过程的仿真模拟结果如图 5 所示。可以看出,坯料心部由于受到三向压应力,应变迅速累积,成为主要的塑性变形区;上下端面附近因模具接触摩擦作用,形成小变形区,因此应变较小。由于镦粗过程中坯料两个端面与温度较低的模具之间存在热交换,故其温度低于坯料中间部位。此外坯料中间部位由于强烈的塑性变形产生了较多的变形热,使坯料中间部分温度略高于所设定的锻造温度。

坯料应变和温度的分布差异直接导致了再结晶

的不均匀发生。在高温、高应变的心部区域(图 5c),很快达到并超过动态再结晶临界应变,动态再结晶迅速启动。模拟结果显示,当镦粗完成后,心部区域的再结晶分数已超过了 60%,新生成的再结晶晶粒细小,使得该区域的平均晶粒尺寸从初始的 ASTM 6 级晶粒度($43.7\ \mu\text{m}$)细化至 ASTM 8.0~8.5 级晶粒度(约为 $19\ \mu\text{m}$)。而在坯料上下小变形区,由于应变和温度条件均不利,动态再结晶发生程度很低,该区域主要以原始变形晶粒为主,未得到有效的晶粒细化。

3.2 第一次加热过程晶粒尺寸分布规律

第一次加热过程的晶粒尺寸分布仿真结果如图 6 所示。图 6a 遗传了上一道次镦粗热变形的晶粒组织。随着加热时间延长,锻件的晶粒尺寸在晶界曲率

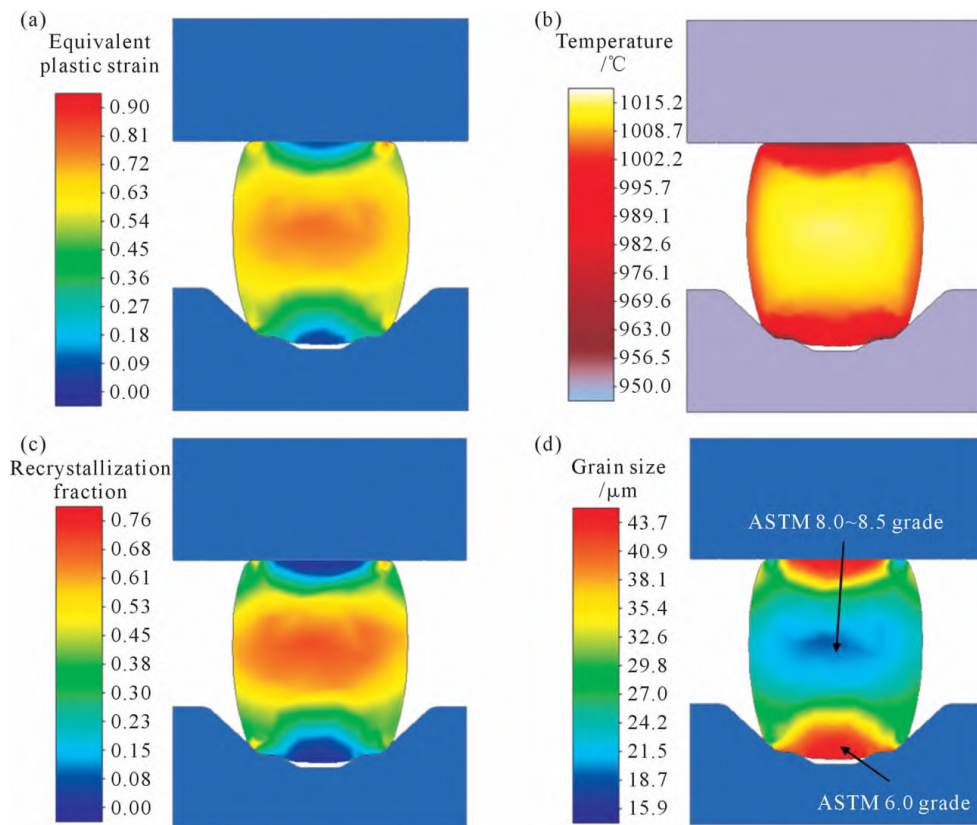


图 5 镦粗过程仿真结果:(a) 等效塑性应变分布;(b) 温度分布;(c) 再结晶分数分布;(d) 晶粒尺寸分布
Fig.5 Simulation results of the upsetting process: (a) equivalent plastic strain distribution; (b) temperature distribution; (c) recrystallization fraction distribution; (d) grain size distribution

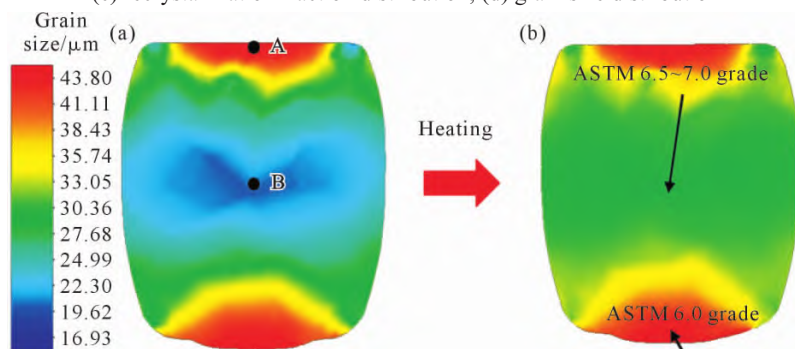


图 6 第一次加热过程仿真结果:(a) 加热前的晶粒尺寸分布;(b) 加热后的晶粒尺寸分布

Fig.6 Simulation results of the first heating process: (a) grain size distribution before heating; (b) grain size distribution after heating

驱动下不断增大,如图 6b 所示。通常,晶粒尺寸的长大驱动力与瞬时晶粒尺寸大小有关,即驱动力正比于瞬时晶粒尺寸的倒数。因此,晶粒尺寸较小的区域中晶粒长大的速度会更快。为了研究不同区域晶粒尺寸随加热时间的变化规律,在锻件上选择了两个特征点 A 和 B,其分别为镦粗过程中坯料的顶部小变形区域和中间大变形区域,这些特征点能体现出加热过程晶粒的演变规律。这两个特征点的晶粒尺寸随着加热时间的演变情况如图 7 所示。从图中可以看出,尽管 B 点的初始晶粒尺寸很小,但是该区域的晶粒长大驱动力却更大,加热 1 h 后,锻件各区域的晶粒尺寸差距逐渐变小,因而更加均匀。

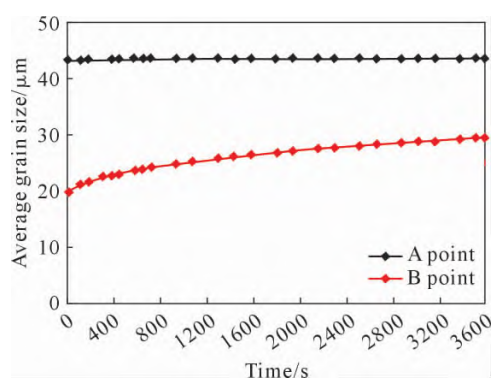


图 7 第一次加热过程坯料特征点 A 和 B 的晶粒尺寸演变
Fig.7 Grain size evolution of characteristic points A and B on the billet during the first heating process

3.3 预锻过程晶粒尺寸分布规律

预锻模具型腔成形高温合金盘件的基本形状是金属流动从简单的轴向压缩变为复杂的多向流动(图 8)。结果表明,坯料应变主要集中在与上模接触的位置,该区域塑性应变大,温升明显,因而动态再结晶分数较大。与下模接触的区域为小变形区域,且与模具接触导致温度下降,因此该区域几乎不发生再结晶。

相较于镦粗产生的不均匀晶粒分布,预锻通过局部不均匀大变形,有效细化了与上模接触区域的晶粒尺寸。该区域的再结晶分数约为 70%,平均晶粒度细化至 ASTM 10.0 级(约为 10 μm)。而与下模接触的区域变形较小,仍然保持上一工序的粗大晶粒尺寸。可以看出,预锻工序通过大变形,在关键区域实现了晶粒的二次显著细化,但也在锻件内部形成了新的、更复杂的晶粒尺寸分布格局,即“晶粒细化区”与“相对粗大区”同时出现。

3.4 第二次加热过程晶粒尺寸分布规律

第二次加热过程的晶粒尺寸分布仿真结果如图 9 所示。图 9a 遗传了预锻后坯料的晶粒组织。当保温时间达到 1 h 时,如图 9b 所示,坯料下端区域的晶粒尺寸达到了 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 下的晶粒长大极限尺寸,该区域仍保持上一工序继承下来的晶粒尺寸。而坯料其余区域的晶粒组织基本均匀,长大至 ASTM 7.0

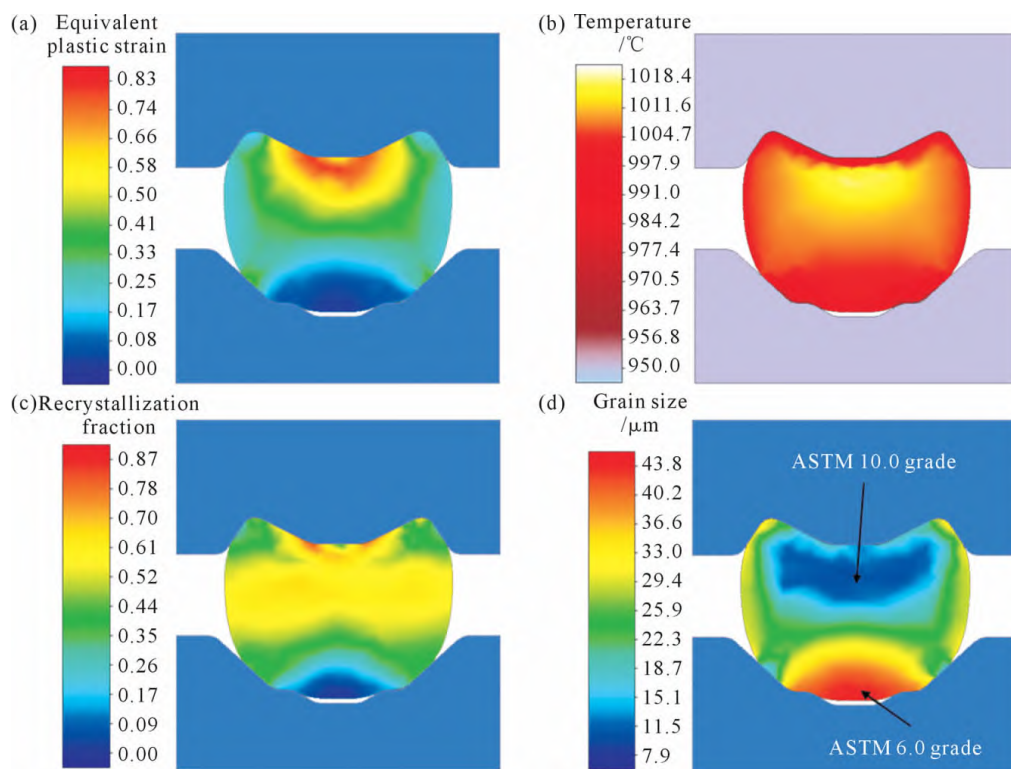


图 8 预锻过程仿真结果:(a) 等效塑性应变分布;(b) 温度分布;(c) 再结晶分数分布;(d) 晶粒尺寸分布
Fig.8 Simulation results of the preforming process: (a) equivalent plastic strain distribution; (b) temperature distribution; (c) recrystallization fraction distribution; (d) grain size distribution

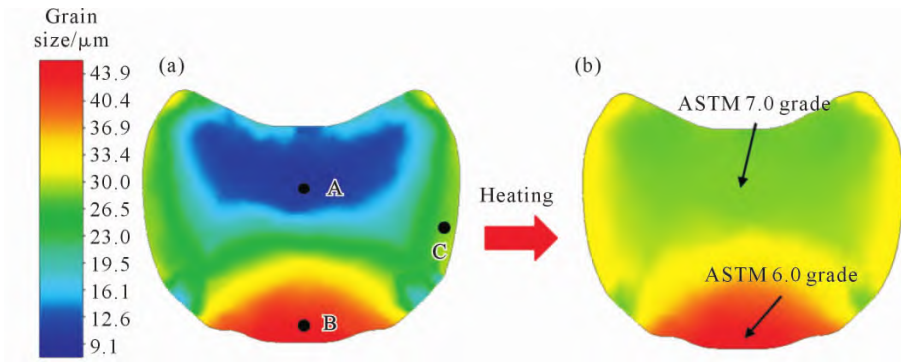


图9 第二次加热过程仿真结果:(a) 加热前晶粒尺寸分布;(b) 加热后晶粒尺寸分布

Fig.9 Simulation results of the second heating process: (a) grain size distribution before heating; (b) grain size distribution after heating

级晶粒度(约为 $28\ \mu\text{m}$)。这是由于预锻热变形后的再结晶程度较高,锻造后除去坯料下端区域外的晶粒尺寸分布较为均匀外,在加热过程中,各个区域的晶粒尺寸均趋于稳定晶粒尺寸。为了对比预锻后坯料不同位置在加热过程中晶粒的演变情况,选择坯料上不同变形程度下的3个特征点A、B和C,其分别代表了坯料的大变形区域、底部小变形区域和侧边区域。特征点A、B和C的晶粒尺寸随加热时间的演变情况如图10所示。可以看出,特征点A的晶粒长大迅速,而特征点B和C的晶粒长大不明显。

3.5 终锻过程晶粒尺寸分布规律

终锻的模拟仿真结果如图11所示。可以看出,金属充满整个模具型腔,并且锻件的塑性应变分布均匀性相对更好。在终锻过程中,锻件的中心温度较高,而与上下模接触的位置温度较低。在等温、慢速(低应变速率)的有利条件下,终锻变形足以驱动锻

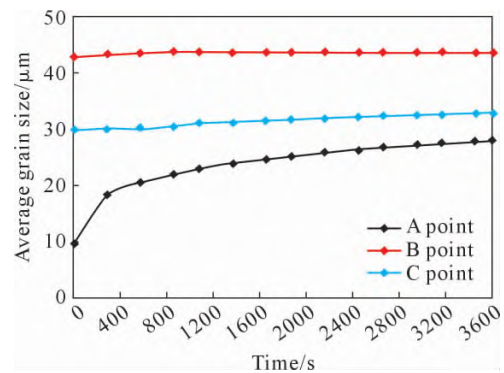


图10 第二次加热过程特征点A、B和C的晶粒尺寸演变
Fig.10 Grain size evolution of characteristic points A, B, and C during the second heating process

件几乎所有区域发生动态再结晶。由图11c可以看出,终锻结束后,除极少数与模具接触而导致温度较低的区域外,锻件的再结晶分数都基本大于80%。因此,锻件的晶粒尺寸整体被有效细化,如图11d所示。

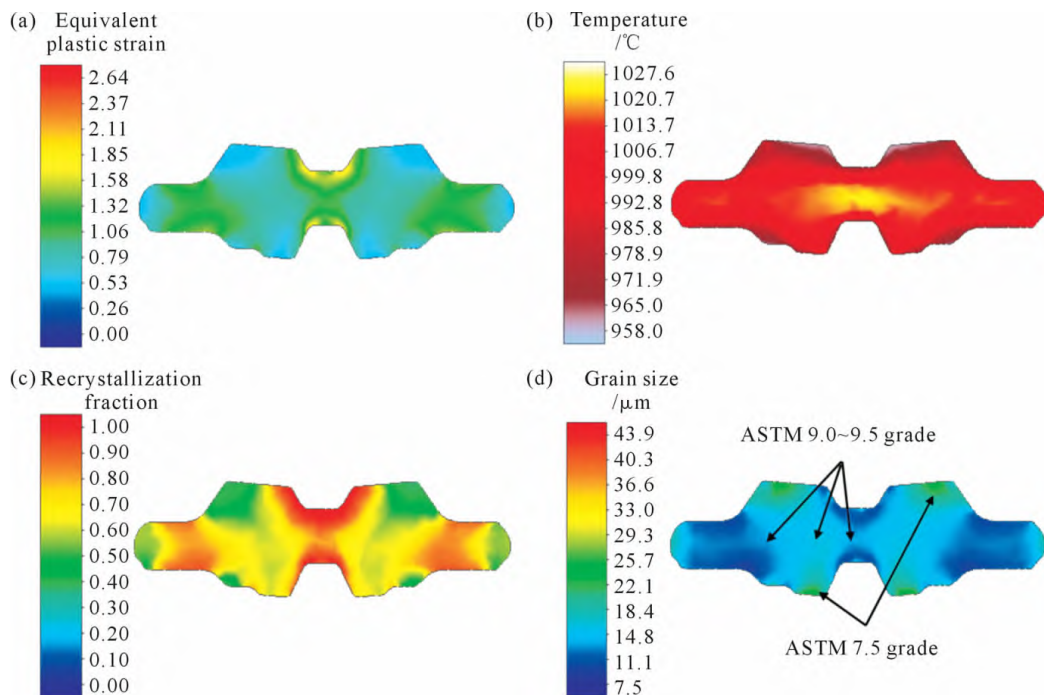


图11 终锻过程仿真结果:(a) 等效塑性应变分布;(b) 温度分布;(c) 再结晶分数分布;(d) 晶粒尺寸分布

Fig.11 Simulation results of the final forging process: (a) equivalent plastic strain distribution; (b) temperature distribution; (c) recrystallization fraction distribution; (d) grain size distribution

锻件整体的晶粒度被细化至 ASTM 9.0~9.5 级(约为 12~14 μm)。然而,锻件仍有一些小变形区域的晶粒尺寸仅被细化至 ASTM 7.5 级晶粒度(约为 23 μm),且这些区域的再结晶分数在 50%左右。

4 结论

(1)建立了适用于 GH4169 合金盘件锻造全过程的 3 个宏微观本构模型,即基于应变补偿的 Arrhenius 型宏观流动应力模型,其参数随应变呈多项式变化,可准确描述不同变形条件下的流动应力;考虑 δ 相影响的动态再结晶模型,能够定量计算再结晶分数、临界应变及再结晶晶粒尺寸;静态晶粒长大模型,用于描述加热过程中晶粒尺寸随温度 and 时间的升高而长大。上述模型为后续全过程仿真提供了材料基础。

(2)构建了能够反映 GH4169 合金多工序锻造特点的宏微观耦合仿真模型,通过实现工序间几何形状与晶粒尺寸数据的遗传传递、采用网格重划分与场变量映射技术、合理定义热-力边界条件,并借助用户子程序将所建本构模型数值化嵌入 Simufact Forming 软件,从而实现了全流程中晶粒尺寸时空演变的预测。

(3)揭示了 GH4169 合金盘件“锻粗→加热→预锻→加热→终锻”全过程的晶粒尺寸演变规律:锻粗与预锻通过局部不均匀大变形实现原始组织的初步细化,但导致晶粒尺寸分布不均;中间加热利用大、小晶粒长大速度差异使晶粒尺寸趋于均匀化;终锻在低速、等温条件下促使绝大部分区域发生充分动态再结晶,整体晶粒细化至 9.0~9.5 级,仅在与模具接触的局部小变形区残留约 7.5 级的粗大晶粒。

参考文献:

- [1] 郑亮,张国庆,张利冲,许文勇,李周. 高温合金制备工艺精确定制:策略、方法与验证[J]. 航空材料学报,2025, 45(5): 1-25.
ZHENG L, ZHANG G Q, ZHANG L C, XU W Y, LI Z. Precision customization of superalloy preparation processes: Strategies, methods and validation[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(5): 1-25.
- [2] 梁伟,杨东丹,韦文涛,乔迈. 高温合金涡轮盘锻件成形工艺研究[J]. 锻压装备与制造技术,2016, 51(3): 79-81.
LIANG W, YANG D D, WEI W T, QIAO M. Research on forming process of superalloy turbine disc forging[J]. Metalforming Equipment & Manufacturing Technology, 2016, 51(3): 79-81.
- [3] 李震龙,朱雪彤,徐渊斐,董国磊,焦永星,陈慧琴,李荣斌. GH4169 合金固溶时效行为及工艺参数优化[J]. 金属热处理,2025, 50(12): 111-116.
LI Z L, ZHU X T, XU Y F, DONG G L, JIAO Y X, CHEN H Q, LI R B. Solution and aging behavior and process parameter optimization of GH4169 alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2025, 50(12): 111-116.
- [4] 丁灿军,王开先,王植,王泽冠,王开来. 不同成型制备工艺对 GH4169 镍基高温合金组织及性能的影响[J]. 冶金与材料, 2025, 45(11): 175-177.
DING C J, WANG K X, WANG Z, WANG Z G, WANG K L. Effect of different forming processes on microstructure and properties of GH4169 nickel-based superalloy[J]. Metallurgy and Materials, 2025, 45(11): 175-177.
- [5] 王志刚,李凤艳,王艾竹,沈国勋. 高温合金棒坯锻造过程的热变形和动态再结晶行为[J]. 大型铸锻件,2024(6): 1-9.
WANG Z G, LI F Y, WANG A Z, SHEN G Q. Hot deformation and dynamic recrystallization behavior of superalloy billet during forging process[J]. Heavy Castings and Forgings, 2024(6): 1-9.
- [6] 刘孝山,宋旻,夏圣旭,郭建政. 数值模拟技术在高温合金中的应用[J]. 铸造,2025, 74(7): 880-894.
LIU X S, SONG M, XIA S X, GUO J Z. Application of numerical simulation technology in superalloys[J]. Foundry, 2025, 74(7): 880-894.
- [7] 温红宁,金俊松,章一丁,龚攀,王新云,陈俊志,马向东,郭建政. 基于响应面法的 FGH4113A 高温合金涡轮盘锻造工艺参数优化[J]. 稀有金属材料与工程,2024, 53(9): 2633-2641.
WEN H N, JIN J S, ZHANG Y D, GONG P, WANG X Y, CHEN J Z, MA X D, GUO J Z. Optimization of forging process parameters for FGH4113A superalloy turbine disc based on response surface methodology[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2024, 53(9): 2633-2641.
- [8] 石晓玲,余新平,王继伟,张嘉明. 高温合金盘热成形工艺多尺度数值模拟及验证[J]. 塑性工程学报,2023, 30(12): 31-46.
SHI X L, YU X P, WANG J W, ZHANG J M. Multi-scale numerical simulation and verification of superalloy disc hot forming process[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2023, 30(12): 31-46.
- [9] 张洪伟,陈涛,闫锡超,史松宜,谢明昭,秦海龙. GH4169 蠕变本构模型建立及涡轮盘变形分析[J]. 中国表面工程,2025, 38(6): 362-370.
ZHANG H W, CHEN T, YAN X C, SHI S Y, XIE Z Y, QIN H L. Establishment of creep constitutive model and deformation analysis of turbine disc for GH4169 alloy[J]. China Surface Engineering, 2025, 38(6): 362-370.
- [10] 周星,董瑞峰,解玉昌,李泳宽,张伟,曲敬龙,王庆增,李剑,徐天元,新巴雅尔,汪威. GH4720 Li 高温合金盘锻件不同变形区的组织演变及力学性能[J]. 锻压技术,2025, 50(8): 11-18.
ZHOU X, DONG R F, XIE Y C, LI Y K, ZHANG W, QU J L, WANG Q Z, LI J, XU T Y, XINBAYAER, WANG W. Microstructure evolution and mechanical properties in different deformation zones of GH4720Li superalloy disc forging[J]. Forging & Stamp- ing Technology, 2025, 50(8): 11-18.
- [11] 马博乾. 涡轮盘用高返回比 GH4169 合金全流程制备及组织演变规律研究[D]. 石家庄:河北科技大学,2025.
MA B Q. Study on the whole-process preparation and microstructure evolution of high revert ratio GH4169 alloy for turbine disc [D]. Shijiazhuang: Hebei University of Science and Technology, 2025.
- [12] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the mechanism of hot de-

- formation[J]. *Acta Metallurgica*, 1966, 14(9): 1136-1138.
- [13] MEDINA S F, HERNANDEZ C A. General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels[J]. *Acta Materialia*, 1996, 44(1): 137-148.
- [14] SELLARS C M, WHITEMAN J A. Recrystallization and grain growth in hot rolling[J]. *Metal Science Journal*, 1978, 13 (3-4): 187-194.
- [15] 吴桂芳. GH4169 高温合金热加工微观组织仿真预测研究[D]. 秦皇岛:燕山大学,2014.
- WU G F. Simulation and prediction of microstructure of GH4169 superalloy during hot working[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2014.
- [16] 张文文,李虎成,刘云龙. GH4742 高温合金热成形过程组织演化模拟及验证[J]. *塑性工程学报*, 2025, 32(9): 235-249.
- ZHANG W W, LI H C, LIU Y L. Simulation and verification of microstructure evolution of GH4742 superalloy in hot forming process[J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2025, 32(9): 235-249.
- [17] WEI Z, JIANG H, DONG J. 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.
- [18] YACUTA C T, CASTRO R G, AMADOR M A. Analysis of the stress field by finite element model in boride layers formed in the Inconel 718 superalloy[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2025, 498: 131874.
- [19] 邓丞志. FGH4096 热等静压有限元模拟及锻造组织性能研究[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学,2024.
- DENG C Z. Finite element simulation of hot isostatic pressing and study on forging microstructure and properties of FGH4096 superalloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2024.
- [20] 彭冲. GH4169 异形环件成形工艺链多尺度建模仿真研究[D]. 西安:西北工业大学,2023.
- PENG C. Multi-scale modeling and simulation research on forming process chain of GH4169 special-shaped ring[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2023.

(责任编辑:李亚敏)