

引用格式: 武金江, 赵广迪, 王博, 等. 700 °C 以上服役涡轮盘用难变形镍基高温合金热加工研究进展[J]. 中国材料进展, 2024, 43 (10): 902-911.

WU J J, ZHAO G D, WANG B, *et al.* Research Progress on the Hot Working of Hard-to-Deform Nickel-Based Superalloys for Turbine Disk Served Above 700 °C [J]. Materials China, 2024, 43 (10): 902-911.

700 °C 以上服役涡轮盘用难变形镍基 高温合金热加工研究进展

武金江, 赵广迪, 王 博, 姜昊源, 孙乙轩, 刘志超

(辽宁科技大学材料与冶金学院, 辽宁 鞍山 114051)

摘 要: 航空发动机推重比的不断提高对涡轮盘材料的高温服役性能提出了更严苛的要求。服役温度超过 700 °C 的涡轮盘用镍基变形高温合金的合金化程度和 γ' 相含量极高, 使其变形抗力大幅提高、热塑性明显下降、热加工窗口变窄, 在热变形过程中很容易发生开裂和组织失稳, 给其涡轮盘的制备带来了极大的困难。介绍了这类难变形镍基高温合金的热加工工艺路线、摩擦和绝热温升修正及本构模型和热加工图的构建方法, 综述了典型难变形镍基高温合金 Rene65、U720Li、 ЭK151 、 ЭИ975 、TMW 的热变形行为研究进展。展望了这类变形高温合金的研究方向, 为其热加工工艺优化提供一定的参考。

关键词: 镍基变形高温合金; 热加工工艺; 本构模型; 热加工图; 动态再结晶

中图分类号: TG132.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2024)10-0902-10

Research Progress on the Hot Working of Hard-to-Deform Nickel-Based Superalloys for Turbine Disk Served Above 700 °C

WU Jinjiang, ZHAO Guangdi, WANG Bo, JIANG Haoyuan, SUN Yixuan, LIU Zhichao

(School of Materials and Metallurgy, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, China)

Abstract: The increasing thrust-weight ratio of aero-engines puts forward more stringent requirements for the high-temperature service performance of turbine disk alloys. The alloying degree and γ' phase content of nickel-based wrought superalloys used in turbine disks with a service temperature of higher than 700 °C are extremely high, which significantly increases the deformation resistance, reduces the thermoplasticity and narrows the hot working window. Hence, cracking and structural instability are easy to occur during the hot deformation. This paper has introduced the hot working process of such hard-to-deform superalloys, corrections of friction and adiabatic heating effect, and construction methods of the constitutive model and processing map. Besides, the research progress on hot deformation behaviors of the typical hard-to-deform superalloys, including Rene65, U720Li, ЭK151 , ЭИ975 and TMW has been reviewed. The future research direction of such alloys has been prospected, which can provide certain reference for optimization of the hot working process.

Key words: nickel-based wrought superalloy; hot working process; constitutive model; processing map; dynamic recrystallization

1 前 言

镍基变形高温合金以其优异的热稳定性、抗高温蠕变和疲劳等性能^[1, 2], 广泛用作航空发动机的涡轮盘材料^[3]。随着航空工业的发展, 发动机的推重比及涡轮前进气温度持续增加, 对涡轮盘材料的承温能力提出了更高的要求^[4]。IN718 合金是上一代涡轮盘的首选材料, 但其主要强化相 γ'' 的溶解温度不超过 650 °C, 导致该合金

收稿日期: 2022-10-07 修回日期: 2023-04-11

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51904146)

第一作者: 武金江, 男, 1995 年生, 硕士研究生

通讯作者: 赵广迪, 男, 1989 年生, 副教授, 硕士生导师,

Email: gdzhao12s@alum.imr.ac.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202210002

已无法满足先进航空发动机的需求。由于 γ' 相的溶解温度可达 1150 ℃ 以上, 近些年国内外研制了一批以 γ' 相沉淀强化的新型镍基变形高温合金, 主要包括 Rene65、U720Li、ЭК151、ЭЛ975、TMW、GH4175 等^[5-10]。其中 Rene65、U720Li、TMW 合金的长期服役温度约为 700 ~ 750 ℃^[10, 11], 而 ЭЛ975、ЭК151、GH4175 等合金的长期服役温度在 800 ℃ 以上^[6]。

合金化程度及 γ' 相体积分数的不断提高为这些新型合金带来优异高温力学性能的同时也导致其热加工性能严重恶化, 组织控制困难。以 U720Li 合金为例, 其 γ' 相体积分数高达 45%, 这导致该合金的变形抗力高、热塑性差、热加工窗口窄, 铸锻成形难度极大^[12, 13]。已有研究表明^[14, 15], 镍基变形高温合金中 γ' 相含量的不断提升导致其适宜的加工温度区间逐渐缩窄至仅仅几十摄氏度。为此, 探明在 700 ℃ 以上服役的涡轮盘用难变形镍基高温合金的适宜热加工工艺, 避免其在热加工过程中发生开裂及组织失稳, 且保证获得均匀细小的晶粒组织, 是当前制备高性能涡轮盘的关键和难点之一^[16, 17]。

本文介绍了这类难变形镍基高温合金的热加工工艺流程, 整理了其热变形行为研究中的摩擦与绝热温升修正理论及本构模型和热加工图的建立方法, 综述了几种典型难变形镍基高温合金 Rene65、U720Li、ЭК151、ЭЛ975、TMW 的研究进展。最后, 展望了这类合金热变形行为的研究方向。

2 难变形镍基高温合金的热加工工艺流程

表 1 罗列了几种涡轮盘用难变形镍基高温合金的化学成分^[5-10], 极高的合金化程度使得这类合金凝固偏析倾向加剧, 热加工塑性严重恶化。为解决这一难题, 国内外学者在传统铸锻工艺的基础上, 逐渐开发了三联熔炼、挤压开坯、超塑性等温锻造、多重循环热机械处理和粉末冶金等工艺^[18]。近年来, 高温合金熔炼工艺和热加工工艺的快速发展使得铸锻工艺重新成为制备高性能涡轮盘件的重要手段^[11]。图 1 展示了难变形镍基高温合金盘锻件的铸锻工艺流程^[5]。

表 1 几种涡轮盘用难变形镍基高温合金的名义成分^[5-10]

Table 1 Nominal compositions of several hard-deformed nickel-based wrought superalloys for turbine disks^[5-10]

Sample	Chemical compositions/(w / %)									
	C	Co	Cr	W	Mo	Al	Ti	Nb	Fe	Ni
U720Li(GH4720Li)	0. 010	14. 99	15. 66	1. 24	3. 09	2. 42	5. 06	—	—	Bal.
Rene65(GH4065)	0. 011	12. 98	15. 93	4. 02	4. 03	2. 12	3. 78	0. 72	1. 01	Bal.
TMW(GH4068)	0. 015	25. 00	14. 00	1. 20	2. 80	2. 20	5. 70	—	—	Bal.
БК175(GH4175)	0. 060	15. 50	10. 00	3. 00	4. 50	4. 00	2. 50	4. 50	0. 10	Bal.
ЭЛ975(GH4975)	0. 115	15. 58	7. 96	10. 22	1. 18	5. 01	2. 49	1. 66	0. 10	Bal.
ЭК151(GH4151)	0. 060	14. 93	10. 86	2. 93	4. 41	3. 62	2. 73	3. 26	—	Bal.

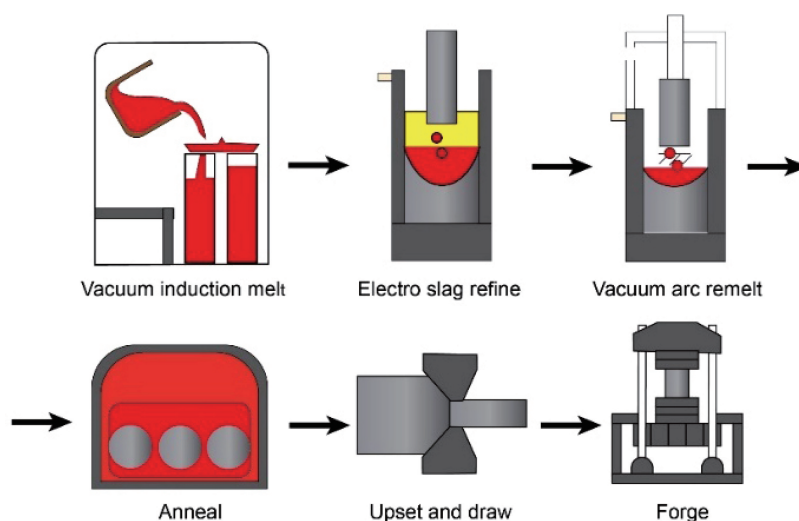


图 1 难变形镍基高温合金盘锻件毛坯的制备流程^[5]

Fig. 1 Preparation process of hard-deformed nickel-based wrought superalloys for turbine disks^[5]

采用真空感应熔炼(vacuum induction melting, VIM)+电渣重熔(electroslag remelting, ESR)+真空自耗重熔(vacuum arc remelting, VAR)三联熔炼工艺生产的合金铸锭纯净度高、元素偏析程度较低。但铸锭的枝晶组织仍然比较发达,且枝晶间存在较多 $\gamma+\gamma'$ 共晶、 η 和Laves等有害非平衡相,这将促进裂纹萌生,使合金的变形组织不均匀。所以还要制定合理的均匀化工艺,消除上述非平衡相,减轻元素偏析。然而,经均匀化处理后的铸锭晶粒尺寸十分粗大,无法满足涡轮盘的力学性能需求。必须通过开坯工序将铸锭制成晶粒细小、组织均匀的棒材,再通过热模锻或等温锻造等进一步制备成涡轮盘件。在该工艺过程中既要完成零部件的成形又要获得所需的组织性能,对于难变形镍基高温合金来说是十分困难的,需要通过不断优化其热加工工艺参数来实现^[19]。

3 难变形镍基高温合金的热变形行为研究方法

众所周知,热变形工艺参数对合金的组织性能具有显著影响。为了获得优异的力学性能,需准确认识合金在不同变形条件下的组织演变,以指导实际锻造过程。由于在实际轧制和锻造大块金属时的应力状态与压缩实验相似,热压缩模拟实验经常被用于分析合金在热轧、锻造等过程中的热变形行为和组织演变机理^[20]。具体是,以热压缩实验得到的流动应力曲线为基础,通过进行摩擦及温升修正获得真实流动应力;在此基础上建立高温流变本构模型以定量描述合金的热变形行为;最后,绘制热加工图来评估合金的热加工性能并优化热加工参数。通过对热变形行为的研究,一方面,可得到与实际情况较为吻合的材料数学模型及参数,为数值模拟提供必要条件;另一方面,也为实际生产中的锻造工艺参数、设备选择及载荷吨位的预测提供理论指导。

3.1 摩擦与绝热温升修正理论

大量研究表明,合金试样在热变形过程中容易发生鼓肚现象^[21-23]。这是由于试样与模具端面存在摩擦力,使其不能达到理想变形状态,导致最终测得的流动应力与真实情况不符。另一方面,在应变速率大于 1 s^{-1} 的压缩变形过程中,试样可近似看作绝热体,外力对试样所作的塑性变形功会部分转化成热量,增加试样的实际温度,进而引起组织变化,并最终影响真实流动应力。因此,为准确描述合金的流动行为,有必要对所测得的流动应力进行修正。

对于摩擦修正,国内外已经开展了较多研究工作,并提出了不同修正模型。陈志英等^[24]采用变形功法推导的缴粗变形力公式来计算摩擦修正应力,但摩擦因子是

依据鼓肚估算出来的,可能导致最后测得的应力值偏差太大。另一种则是由Ebrahimi等^[25]依据上限理论用摩擦修正因子 f 对流动应力进行修正,这是目前普遍采用的一种修正方式,其表达式如式(1)^[26, 27]:

$$f = \frac{rb/h}{4/\sqrt{3} - 2b/3\sqrt{3}} \quad (1)$$

其中, r 为热变形后试样的平均半径,如式(2); h 为热变形后试样的高度; b 为圆柱度参数,如式(3):

$$r = r_0 \sqrt{h_0/h} \quad (2)$$

$$b = 4 \frac{r_M - r_T}{r} \cdot \frac{h}{h - h_0} \quad (3)$$

其中, r_0 为试样的初始半径; h_0 为试样的初始高度; r_M 为试样变形后的最大半径; r_T 为试样变形后的顶端半径,如式(4):

$$r_T = \sqrt{\frac{3h_0}{h} r_0^2 - 2r_M^2} \quad (4)$$

通过式(1)~式(4)计算可得到 f 。

对流动应力的摩擦修正主要有两种模型,一种是Evans等^[28]提出的修正模型,如式(5);另一种是Uvira等^[29]提出的修正模型,如式(6):

$$\sigma_f = \frac{\sigma}{1 + 2/3\sqrt{3} \frac{fr_0}{h_0} \exp(3\varepsilon/2)} \quad (5)$$

$$\begin{cases} \sigma_f = \frac{\sigma C^2}{2(\exp C - C - 1)} \\ C = \frac{2fr_s}{h_s} \end{cases} \quad (6)$$

其中, σ_f 为摩擦修正后的流动应力; σ 为实验测得的流动应力; ε 为实验测得的流动应变; r_s 为试样的瞬时半径; h_s 为试样的瞬时高度。

关于温升修正,文献[30, 31]表明,当试样在低应变速率($\dot{\varepsilon} < 1\text{ s}^{-1}$)下变形时,外力对试样产生的热量有充足时间与外界交换,可视为等温压缩;但在高应变速率($\dot{\varepsilon} > 1\text{ s}^{-1}$)下,试样变形时间短,此时外力产生的塑性变形功只能通过试样的组织变化和温升来消散,这就导致压缩实验所测的流动应力与真实值不符,因此有必要消除绝热温升的影响。目前对于在高应变速率($\dot{\varepsilon} > 1\text{ s}^{-1}$)下热变形时产生的温升,普遍采用Goetz等^[32]提出的公式进行计算,如式(7):

$$\Delta T = \frac{0.95\eta \int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon}{\rho C_p} \quad (7)$$

其中, ΔT 表示温度变化值;0.95表示塑性变形功转变

为热能的效率; $\int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon$ 表示塑性变形功; ρ 表示材料的密度; C_p 表示材料的比热容; η 为温度修正系数。

对于 η , 一部分学者认为其不同变形速率下应取为不同的常数^[33]。但事实上, η 与应变、应变速率、模具与试样的导热系数、界面换热系数(heat transfer coefficient, HTC)的变化有关。基于 Goetz 理论所得温度修正系数按式(8)表述:

$$\eta = \left[1 + \frac{\Delta\varepsilon}{(x_w/k_w + 1/HTC + x_d/k_d) x_w \rho C_p \dot{\varepsilon}} \right]^{-1} \quad (8)$$

其中, $\Delta\varepsilon$ 为应变变量; x_w 为热压缩后试样高度的一半; k_w 为试样热导率; HTC 为试样与模具之间的换热系数; x_d 为模具表面处与模具内部均温区之间的距离; k_d 为模具热导率; ρ 为试样密度; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率。

研究[34-36]表明, 温升会导致测得的流动应力比真实值小, 可用式(9)对流动应力进行温升修正^[35]:

$$\sigma = \sigma_f + \Delta\sigma = \sigma_f + \Delta T \left. \frac{d\sigma_f}{dT} \right|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}} \quad (9)$$

其中, $\Delta\sigma$ 为温升对流动应力的影响; $d\sigma_f/dT$ 是在某应变和应变速率下 σ_f 与 $(T+\Delta T)$ 的斜率。

也有部分学者^[31, 35]采用由 Devadas 等^[37]提出的温升修正模型, 其表达式如式(10):

$$\Delta\sigma = \frac{Q}{\alpha n R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T + \Delta T} \right) \quad (10)$$

其中, Q 为热变形激活能(kJ/mol); α 为材料常数; R 为气体常数(8.314 kJ/(mol·K)); n 为应力指数。

综上所述, 摩擦与绝热温升修正对获得材料的真实应力是十分必要的。但作者在实际研究中发现, 当变形温度或应变速率较大时, 试样经常发生开裂, 此时利用测得的各项参数进行修正的结果并不准确。因此, 还需不断优化现有的摩擦修正模型和绝热温升修正模型以满足在更复杂变形条件下的应力修正。

3.2 流动应力本构模型

在铸锭加工为锻件的热变形过程, 明确给定材料在某种变形条件下的动态响应对于优化材料最终组织和力学性能至关重要, 流动应力则是描述这种响应的关键因素。在热变形过程中, 变形参数(应变、变形温度、应变速率)及组织变化都会引起流动应力的变化。而本构关系就是用来描述流动应力与变形参数和变形组织之间关系的数学表达^[38]。在现代生产和有限元模拟中, 越来越多的研究人员通过建立本构关系来优化成形工艺, 为实际生产提供理论指导。

近年来, 研究人员针对不同材料及流变特性提出了不同本构模型, 主要有: 唯象学本构模型、物理基

本构模型和智能型本构模型^[39]。其中, 唯象学本构模型以经验及现象为基础建立了流动应力与变形参数之间的函数关系, 包括 Johnson-Cook 及 Arrhenius 等模型。

Johnson-Cook 模型用于描述在广泛应变速率及温度范围内的流变行为, 如式(11)^[40]:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) (1 - (T^*)^m) \quad (11)$$

且:

$$T^* = \begin{cases} 0 & T < T_r \\ \frac{T - T_r}{T_m - T_r} & T_r \leq T \leq T_m \\ 1 & T > T_m \end{cases} \quad (12)$$

其中, ε 、 $\dot{\varepsilon}$ 、 $\dot{\varepsilon}_0$ 分别为等效应变、应变速率、参考应变速率; T 、 T_m 、 T_r 分别为绝对温度、熔点温度和参考温度; A 、 B 、 C 分别为室温屈服强度、应变硬化系数、应变速率硬化系数; n 、 m 分别为应变硬化常数和热软化常数。

当 $\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0$, $T = T_r$ 时, 式(11)转化为式(13):

$$\sigma = A + B\varepsilon^n \quad (13)$$

对式(13)两边取对数得 $\ln(\sigma - A) = \ln B + n \ln \varepsilon$ 。拟合 $\ln(\sigma - A)$ 与 $\ln \varepsilon$ 的关系所得直线的斜率为参数 n , 截距为 $\ln B$ 。

当应变 $\varepsilon=0$, 则 $A=\sigma$ 。式(11)转化为式(14):

$$\sigma = A \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) (1 - (T^*)^m) \quad (14)$$

对式(14)变形后取对数可得 $m \ln T^* = \ln[1 - \sigma/[A(1 + C \ln \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)]]$ 。拟合 $\ln T^*$ 与 $\ln[1 - \sigma/[A(1 + C \ln \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)]]$ 的关系所得直线的斜率为参数 m 。

从 Johnson-Cook 模型的构建过程可以看出, 该模型的参数较多, 且数据处理过程复杂。特别是在求解参数 m 时需要获得室温下的应力值, 再求解常数 C , 最后才能求解高温下的本构模型。另外, 该模型的精度较差。因此, Johnson-Cook 模型的应用不及 Arrhenius 模型广泛。

Arrhenius 模型(如式(15))可准确描述金属材料在高温变形温度和大应变速率下的塑性流动行为, 已被广泛应用。通常采用 Z 参数来表示应变速率与温度的关系, 并在此基础上建立高温变形本构模型。

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha \sigma_p)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (15)$$

其中, A 为结构因子; α 为应力水平参数, $\alpha=\beta/n_1$; n 为应力指数; Q 为热变形激活能; R 为气体常数; T 为热变形温度; σ_p 为峰值应力。

图 2 展示了 Arrhenius 模型中各项参数的计算流

程^[34]。可见 Arrhenius 模型中的参数均与应变无关, 通过该模型无法反映出应变对流动应力的影响。近年来, 已有研究人员在该模型的基础上建立了材料常数与应变的关系, 通过将 α 、 Q 、 n 和 A 表示为应变的函数, 进一步提高了 Arrhenius 模型的精度^[41]。

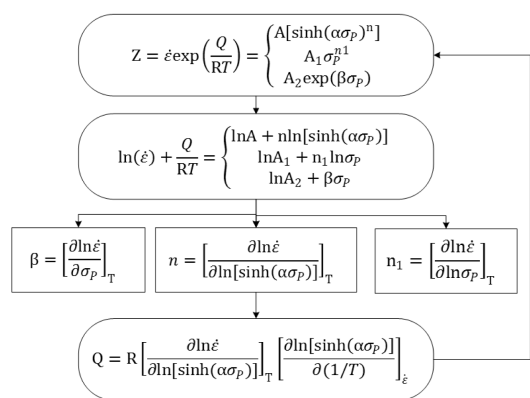


图 2 Arrhenius 模型中各项参数的计算流程图^[34]

Fig. 2 Parameter calculation flow chart in Arrhenius model^[34]

综上所述, 唯象学本构模型的建立主要是基于实验数据的推导, 在实验条件范围内, 它能提供准确的预测结果, 因此被广泛用于描述各种材料的变形行为。但唯象学本构模型没有考虑位错对流动行为的影响, 当合金的变形机制比较复杂时, 唯象学本构模型则无法准确描述其变形行为。

物理基本构模型的本质是以高温变形过程中各种变形机制引起的位错密度变化来表征合金的本构行为。传统物理基本构模型在描述材料塑性流动行为时, 以发生动态再结晶 (dynamic recrystallization, DRX) 的应变为节点, 对弹性及塑性变形阶段分别进行计算, 这就导致该模型不能全面表征材料的流变行为。鉴于此, Lin 等^[42]提出了一种统一粘塑性本构模型, 可用于描述微合金钢在热变形过程中的流动应力、晶粒尺寸及再结晶体积分数变化^[43]。

合金的热变形行为除了受变形参数的影响, 还受成分、初始组织等诸多因素影响。为此, 由实验观察及数据拟合所建立的唯象学本构模型及物理基本构模型的精度显得愈发不足。人工神经网络 (artificial neural network, ANN) 是人工智能建模技术的一种智能信息处理系统, 其本质是使用一组特定的非线性基函数将输入与输出数据联系起来的一种“黑箱”操作, 具有自适应学习和处理复杂非线性关系的特点^[44]。近年来, 越来越多的科研人员采用 ANN 技术构建智能型本构模型。基于强大的智能信息处理系统对各种复杂工况的实验数据进行训练学习, 以此建立的本构模型能够更好地预测合金的高温变形行

为。但通过 ANN 技术建立的模型在进行非线性关系处理时易出现过拟合等问题。

3.3 热变形工艺优化

难变形镍基高温合金较大的变形抗力及狭窄的热加工区间已成为制约其塑性成形性能的主要瓶颈。因此, 需合理选择热加工参数, 提高这类合金的热加工性能并获得均匀细晶组织。基于动态材料模型 (dynamic materials model, DMM) 的热加工图技术能够准确分析材料在不同变形参数下的加工安全区与失稳区, 已被广泛用于预测和优化各类金属材料的热加工工艺区间^[45-47]。

根据 Rao 等^[48]和 Prasad 等^[49]提出的 DMM 模型, 总耗散能量 P 主要分为 2 部分, 一是表征由塑性变形引发的能量耗散值——功率耗散量 G , 二是表征与微观组织转变 (如动态回复和动态再结晶过程) 相关的能量变化——耗散焓量 J , 其关系为 $P = G + J$ 。DMM 模型采用功率耗散效率 η 来评估功率耗散能力并表征材料的热变形过程, 可由式 (16) 表达:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (16)$$

其中, m 为应变速率敏感因子, 采用式 (17) 表达:

$$m = \frac{dJ}{dG} = \left[\frac{\partial (\ln \sigma)}{\partial (\ln \dot{\epsilon})} \right]_{\epsilon, T} \quad (17)$$

如图 3 所示, 给定应变下, 在 Origin 中输入变形温度 T 、对数应变速率 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 η 可获得功率耗散图, 用于初步分析热变形过程中的组织变化。而由 T 、 $\ln \dot{\epsilon}$ 和失稳判据 ξ 则可获得流变失稳图。通过将两者重叠置于同一坐标下, 即可构成热加工图^[48, 49]。由于从功率耗散图中不能明确区分加工安全区与失稳区, 国外学者提出了 Prasad、Gegel、Malas、Murty、Semiatin 这 5 种用于判定材料塑性变形稳定性的准则, 目前应用最多的是 Prasad 失稳判据^[50]。

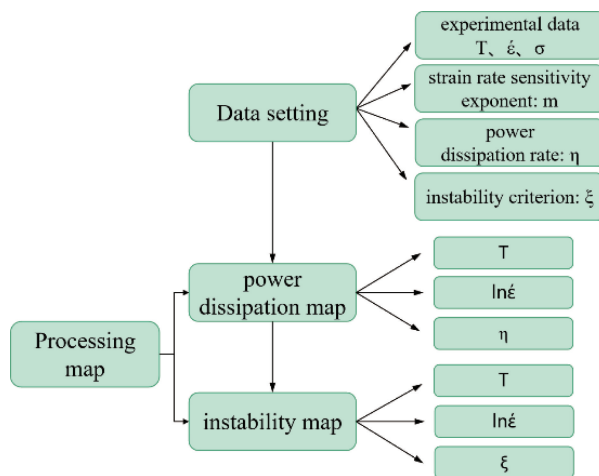


图 3 热加工图绘制示意图^[48, 49]

Fig. 3 Schematic diagram of the processing map^[48, 49]

热加工图是研究金属材料热变形行为较为先进的方法, 通过热加工图可直观分析材料在不同变形条件下安全加工区和流变失稳区的显微组织^[51, 52]。其中, 安全加工区包括动态回复、DRX、超塑性; 流变失稳区包括绝热剪切带、局部塑性流动、动态应变时效、扭折带、晶间裂纹及楔形裂纹。依据 Ravichanran 理论^[53], 在研究热加工行为过程中, 显微组织改变所用功率与输入总功率的比值可用功率耗散系数的大小来表示。对于镍基高温合金, 功率耗散系数越大, 显微组织改变越明显, 表示该区域的热加工性能越好。有时失稳区的功率耗散效率值也非常高, 在功率耗散系数值较大时, 材料的热加工性能也不一定很好^[31]。故在研究热加工图中功率耗散系数大于 60% 的区域需结合应变速率敏感因子来判定是否为超塑性区域。对于流变失稳区域中的其他失稳特征, 可通过观察对应的显微组织进行判定^[52]。

随着人工智能技术的不断发展, ANN 技术逐渐应用于材料成形过程的仿真、控制及工艺优化等。采用 ANN 技术构建的热加工图能够更准确地反映材料的热变形行为^[44, 52]。

综上所述, 热加工图技术在预测材料适宜热加工工艺区间方面具有较大的实用价值。目前绘制热加工图的失稳判据有多种形式, 而不同失稳判据的预测精度有明显差异。通过对比分析利用不同判据构建的热加工图的预测效果来选择最适宜的失稳判据又十分麻烦。因此, 还需开展深入研究, 将多种失稳判据联系起来并构建适用范围更广、预测更准确的新失稳判据。

4 典型难变形镍基高温合金热变形行为研究进展

镍基合金的主要变形机制是加工硬化与动态软化(动态回复、DRX)^[43]。在变形初期, 位错密度的迅速增大导致加工硬化速率远高于动态软化速率, 使应力随应变的增大而迅速增加, 直至达到峰值; 当应变触发了 DRX 的临界应变量时, 合金开始发生 DRX, 且随着大角度晶界的迁移, 位错的消散速率逐渐大于增殖速率, 使流动应力增速变慢; 之后, 随着 DRX 分数的逐渐增大, 位错消散与增殖达到平衡, 即流动应力逐渐趋于稳定。镍基变形高温合金的 DRX 机制主要包括连续动态再结晶(continuous dynamic recrystallization, CDRX)、非连续动态再结晶(discontinuous dynamic recrystallization, DDRX)、几何动态再结晶(geometric dynamic recrystallization, GDRX)及颗粒诱导动态再结晶(particle induced dynamic recrystallization, PIDRX)这 4 种^[54]。明晰难变形镍基高温合金的热变形行为和 DRX 机制对其组织性能优化具有重

要意义。本文重点综述几种典型难变形镍基高温合金的热变形行为研究进展。

4.1 Rene65 合金

Rene65 合金(国内牌号 GH4065)是由美国 ATI 与 GE 公司在 Rene88DT 的基础上通过调整 Nb, C, Fe, B 含量开发的一种新型铸锻镍基变形高温合金。其 γ' 相体积分数为 42%, γ' 完全溶解温度为 1119 °C, 较 U720Li 合金有更宽的热加工区间。最近, Lv 等^[55]研究了 GH4065 合金在 1000~1150 °C/0.001~10 s⁻¹ 的高温变形行为, 分析了其流变曲线, 并建立了 Arrhenius 本构模型, 如式(18)所示:

$$\dot{\varepsilon} = 1.66 \times 10^{31} [\sinh(0.003194 \sigma_p)]^{4.6941} \exp\left(-\frac{844787}{RT}\right) \quad (18)$$

研究表明, 在 GH4065 合金的热变形过程中发生了明显的动态软化, 且软化机制与 γ' 相密切相关。在 γ/γ' 双相区变形时, 由于 γ' 颗粒钉扎位错, 促进亚晶形成, 进而发生了 PIDRX。同时, 晶界弓出现象的出现表明在双相区还发生了典型的 DDRX; 在准 γ 单相区及 γ 单相区变形时, 过高的变形温度导致 γ' 相快速减少, PIDRX 机制减弱, 同时过高的变形温度也使晶界迁移速率加快, 促进晶界弓出, 使 DDRX 转为主要机制。此外, 在变形过程中孪晶($\Sigma 3$)的形成促进了晶格畸变, 提高了晶界迁移速率, 也为 DDRX 的发生提供了有利条件。图 4 和图 5 分别展示了 PIDRX 和 CDRX 机制的示意图^[34, 56]。CDRX 是位错在原始晶界附近缠结堆积, 逐渐形成亚晶,

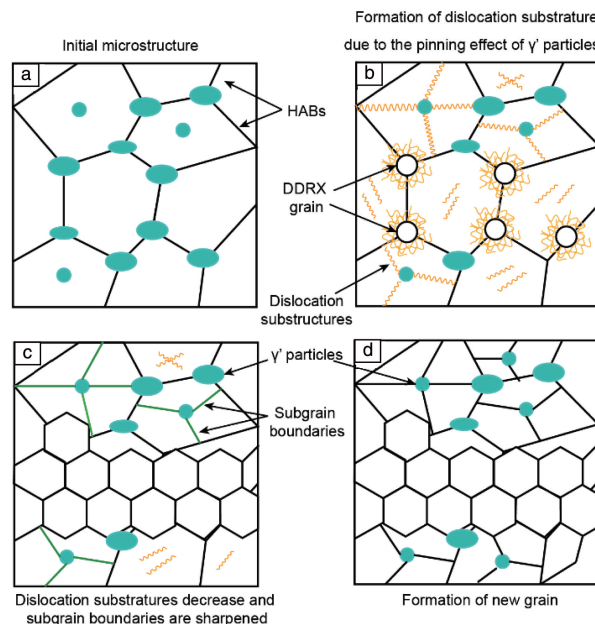
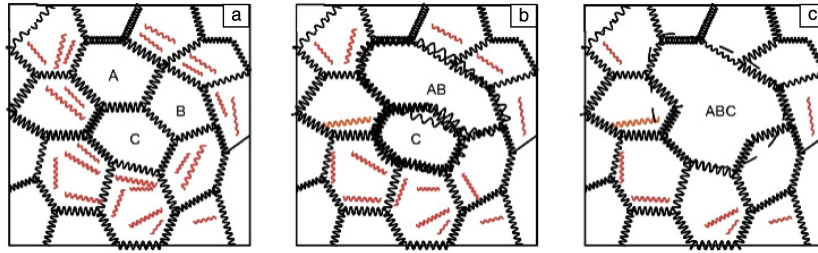


图 4 颗粒诱导动态再结晶(PIDRX)机制示意图^[34]

Fig. 4 Schematic diagram of particle induced dynamic recrystallization (PIDRX) mechanism^[34]

图 5 连续动态再结晶(CDRX)机制示意图^[56]Fig. 5 Schematic diagram of continuous dynamic recrystallization (CDRX) mechanism^[56]

亚晶通过合并旋转最终形成 DRX 晶粒。综上, PIDRX 机制与传统的 CDRX 有着明显不同。

4.2 U720Li 合金

U720Li(中国牌号 GH4720Li)属于 Ni-Cr-Co 系合金,是美国 Special Metal 公司于 1980 年通过降低 U720 合金中的 C, B, Cr 含量开发而来^[5]。由表 1 可知, U720Li 合金中 Al+Ti 含量高达 7.5%(质量分数), Ti/Al 质量比约为 2.0, 主强化相 γ' -Ni₃(Al, Ti) 的体积分数约为 45%。 γ' 相完全溶解温度高达 1156 °C, 使该合金的热加工窗口缩窄, 热变形过程的组织控制十分困难。万志鹏^[34]研究了锻态 U720Li 合金在 1060~1180 °C/0.001~10 s⁻¹ 的热变形行为, 采用摩擦及绝热温升修正后的流动应力构建了准 γ 单相区的本构模型(式(19))及 γ/γ' 双相区的本构模型(式(20)):

$$\dot{\varepsilon} = 5.988 \times 10^{14} [\sinh(0.00687 \sigma_p)]^{3.571} \exp\left(-\frac{416000}{RT}\right) \quad (19)$$

$$\dot{\varepsilon} = 9.535 \times 10^{24} [\sinh(0.00687 \sigma_p)]^{3.571} \exp\left(-\frac{687000}{RT}\right) \quad (20)$$

通过热加工图分析得出 1080~1100 °C/0.01~0.3 s⁻¹ 和 1140~1160 °C/0.01~0.1 s⁻¹ 是该合金的最适宜的热加工工艺区间, 与 Wang 等^[57, 58]的研究结果相似。关于 U720Li 合金的热变形机制, 万志鹏^[34]与 Chen 等^[59]的研究均表明, γ' 相参与了热变形。在较低温度(1080~1100 °C)变形时, 晶内 γ' 相一方面通过钉扎晶界阻碍 DDRX 的发生, 另一方面促进位错增殖, 使晶内形成高密度的位错亚结构及亚晶, 有利于再结晶以 PIDRX 机制形核; 而在高温(1140~1160 °C)下变形时, γ' 相的明显回溶导致晶界迁移速率加快, 且晶内位错亚结构和亚晶逐渐减少, 此时主要发生 DDRX。最近, 赵广迪等^[60]研究了均匀化态 U720Li 合金在 γ/γ' 双相区和 γ 单相区的热塑性变形行为, 发现 γ 单相区的变形抗力远小于 γ/γ' 双相区, 且 γ 单相区的热塑性明显更好。晶界是该合金热加工过程中的最薄弱环节, 在这两种相区均发生了沿晶开裂。另外,

在这两种相区的 DRX 机制均为 DDRX, γ 单相区变形抗力明显更低且热塑性更好的主要原因是, 其 DRX 晶粒的快速长大迅速降低了原始晶界附近的位错密度。

4.3 TMW 合金

TMW(中国牌号 GH4068)是由日本国立材料科学研究所在 U720Li 合金的基础上通过提高 Co 和 Ti 含量开发而来的一种新型 Ni-Co 基高温合金^[61]。其中 Co 元素的添加提高了合金的微观结构稳定性, Ti 元素的添加提高了合金的强度, 该合金的力学性能相比 U720Li 有极大提升。此外合金的 Al+Ti 含量可达 8%(质量分数), γ' 相的体积分数约为 45%、溶解温度约为 1141 °C^[62]。Liu 等^[26]采用热压缩实验研究了该合金在 1060~1180 °C/0.001~10 s⁻¹ 下的热变形行为, 利用摩擦及温升修正后的应力-应变数据建立了 γ 单相区(式(21))和 γ/γ' 双相区(式(22))的双曲正弦本构模型:

$$\dot{\varepsilon} = 1.508 \times 10^{14} [\sinh(0.00648 \sigma_p)]^{3.272} \exp\left(-\frac{391091}{RT}\right) \quad (21)$$

$$\dot{\varepsilon} = 3.552 \times 10^{24} [\sinh(0.00648 \sigma_p)]^{3.272} \exp\left(-\frac{670640}{RT}\right) \quad (22)$$

通过对热加工图进行分析, 得出 1070~1141 °C/0.01~1 s⁻¹ 为 γ/γ' 双相区的最佳变形条件, 1141~1175 °C/0.01~10 s⁻¹ 为 γ 单相区的最佳变形条件。Liu 等^[62]发现, GH4068 合金在亚固溶温度(1090 °C)和超固溶温度(1150 °C)下变形时的主要 DRX 机制均为 DDRX。在亚固溶温度下, 一次 γ' 相的存在促进 DDRX 的形核阶段, 但抑制其长大阶段。另外, CDRX 是在超固溶温度下变形时的辅助机制, 且应变速率的增加促进了 CDRX 的发生。

4.4 ЭК151 合金

ЭК151(中国牌号 GH4151)是俄罗斯在 20 世纪 90 年代研发的一种高热强性镍基高温合金。该合金的主强化元素 Al, Ti, Nb 含量之和约为 10%(质量分数), 这使 γ' 相体积分数高达 55%。此外, 多种稀土元素(La, Sc, Ce)的添加在极大地提高该合金高温性能的同时也使其

元素偏析更加严重, 变形抗力增大, γ' 相完全溶解温度达到 1166.5 °C。吕少敏^[63]采用等温压缩实验研究了热挤压态 GH4151 合金在 1040~1140 °C/0.001~10 s⁻¹ 的热变形行为, 对合金的流变曲线进行了摩擦及温升修正, 并依据修正后的流动应力曲线建立了双曲正弦本构模型(式(23)):

$$\dot{\varepsilon} = 9.297 \times 10^{11} [\sinh(0.00497 \sigma_p)]^{2.486} \exp\left(-\frac{343814}{RT}\right) \quad (23)$$

通过分析基于 Prasad 失稳判据构建的加工图, 得出 1045~1125 °C/10~2.5 s⁻¹ 为 GH4151 合金的最优热加工工艺区间。该合金在高温变形过程中, 存在多种再结晶机制。在变形初期发生了 CDRX, 而随着应变的增加, 逐渐发生了 DDRX。同时, 该合金还存在一种新的 DRX 机制(异质外延动态再结晶(heteroepitaxial dynamic recrystallization, HDRX)), 其主要特征为一次 γ' 相宿主在 DRX 晶粒中, 且二者具有相同取向关系^[64]。在较高温度变形时, γ' 相的大量回溶抑制了 HDRX 和 CDRX 机制的发生, 使晶界失去钉扎, 晶界迁移速率增大, 此时主要发生 DDRX。

4.5 GH4975 合金

GH4975 合金(国内牌号 GH4975)中主强化元素 Al, Ti, Nb 含量之和约为 9.2%(质量分数), W 含量约 10%, C 含量约 0.1%^[65]。多种强化元素的添加使其比普通高温合金的高温强度及抗蠕变性能更高, 其强化相 γ' 体积分数达到 63%, γ' 完全溶解温度高达 1200 °C^[66]。张勇等^[8]研究了 GH4975 挤压棒材在 1070~1220 °C/0.001~1 s⁻¹ 的热变形行为, 并依据不同变形条件下的流动应力曲线构建了本构模型(式(24)):

$$\dot{\varepsilon} = 3.09 \times 10^{22} [\sinh(0.0013 \sigma_p)]^{2.91} \exp\left(-\frac{664587}{RT}\right) \quad (24)$$

通过分析热加工图及不同变形条件下的显微组织, 发现 GH4975 合金的最优热加工工艺区间为 1100~1130 °C/0.001~0.01 s⁻¹ 和 1130~1150 °C/0.001~0.1 s⁻¹。在 1100~1130 °C 变形时, 该合金易发生应变诱导晶界形核的动态再结晶。在过低温度(1070 °C)变形时, 大量 γ' 相的存在不利于再结晶形核, 导致合金热塑性较差。在过高温度(1220 °C)变形时, 空位通过扩散和迁移在晶界处形成孔洞, 在热变形过程中孔洞不断长大扩展, 恶化了合金的热塑性。

5 结 语

为了满足服役温度更高的航空发动机涡轮盘对材料的需求, 高 γ' 相含量难变形镍基高温合金的研制迫在眉

睫。当前热加工性能恶化仍是制约这类合金广泛应用的瓶颈。本文介绍了服役温度超过 700 °C 的涡轮盘用难变形镍基高温合金的热加工工艺流程、热变形行为研究方法, 并综述了几种典型合金的热加工行为研究进展。主要结论如下。

(1) 难变形镍基高温合金的流变特征有多种表征模型, 其中唯象学本构模型和物理基本本构模型存在精度不足的问题, 而智能型本构模型存在易过拟合的问题, 还需开展深入研究, 对这些模型进行优化和修正。

(2) 通过热加工图能够直观地认识难变形镍基高温合金的变形机理, 并优化其热加工工艺参数, 但不同失稳判据的预测能力有明显差异, 还需构建预测范围更广、精度更高的失稳判据。

(3) 难变形镍基高温合金的动态再结晶机制十分复杂, γ' 等第二相对其动态再结晶形核长大的作用机理目前尚无定论, 还需进一步研究。

参考文献 References

- [1] LOGUNOV A V, ZAVODOV S A, DANILOV D V. *Materials Today: Proceedings*[J], 2019, 11: 459-464.
- [2] CHARPAGNE M A, POLONSKY A T, ECHLIN M P, *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2020, 186: 109-113.
- [3] DAROLIA R. *International Materials Reviews*[J], 2019, 64(6): 355-380.
- [4] 张鹏, 朱强, 秦鹤勇, 等. 材料导报[J], 2014, 28(11): 27-31. ZHANG P, ZHU Q, QIN H Y, *et al.* *Materials Reports*[J], 2014, 28(11): 27-31.
- [5] 赵广迪. B 和 C 对 U720Li 合金凝固偏析和热加工塑性的影响[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2017. ZHAO G D. Effect of B and C on Solidification Segregation and Hot Ductility of U720Li Alloy [D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2017.
- [6] 江河, 董建新, 张麦仓, 等. 航空制造技术[J], 2021, 64(Z1): 62-73. JIANG H, DONG J X, ZHANG M C, *et al.* *Aeronautical Manufacturing Technology*[J], 2021, 64(Z1): 62-73.
- [7] 杜金辉, 赵光普, 邓群, 等. 航空材料学报[J], 2016, 36(3): 27-39. DU J H, ZHAO G P, DENG Q, *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*[J], 2016, 36(3): 27-39.
- [8] 张勇, 李鑫旭, 韦康, 等. 金属学报[J], 2020, 56(10): 1401-1410. ZHANG Y, LI X X, WEI K, *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2020, 56(10): 1401-1410.
- [9] 毕中南, 曲敬龙, 杜金辉, 等. 钢铁研究学报[J], 2011, 23(S2): 263-266. BI Z N, QU J L, DU J H, *et al.* *Journal of Iron and Steel Research*

- [J], 2011, 23(S2): 263–266.
- [10] 张瑞, 刘鹏, 崔传勇, 等. 金属学报[J], 2021, 57(10): 1215–1228.
- ZHANG R, LIU P, CUI C Y, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2021, 57(10): 1215–1228.
- [11] 张北江, 赵光普, 张文云, 等. 金属学报[J], 2015, 51(10): 1227–1234.
- ZHANG B J, ZHAO G P, ZHANG W Y, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2015, 51(10): 1227–1234.
- [12] QU J L, BI Z N, DU J H, *et al.* Journal of Iron and Steel Research International[J], 2011, 18(10): 59–65.
- [13] LI X X, JIANG Z H, WAN Z P, *et al.* Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2020, 29(10): 6343–6354.
- [14] KONG W W, WANG Y Q, YUAN C, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2021, 822: 141659.
- [15] ZHANG W Y, HUANG S, TIAN Q, *et al.* Microstructure Control and Mechanical Properties of New Developed C&W Superalloy GH4175 at 800 °C[C]//IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. IOP Publishing, 2018, 452(2): 022123.
- [16] LI X X, JIA C L, ZHANG Y, *et al.* Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2020, 30(10): 2697–2708.
- [17] JIA Z, WEI B L, JIA C L, *et al.* The International Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2021, 116(7): 2455–2465.
- [18] 张北江, 黄烁, 张文云, 等. 金属学报[J], 2019, 55(9): 1095–1114.
- ZHANG B J, HUANG S, ZHANG W Y, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2019, 55(9): 1095–1114.
- [19] 杜金辉, 吕旭东, 董建新, 等. 金属学报[J], 2019, 55(9): 1115–1132.
- DU J H, LV X D, DONG J X, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2019, 55(9): 1115–1132.
- [20] JUNG K H, LEE H W, IM Y T. Materials Science and Engineering: A[J], 2009, 519(1/2): 94–104.
- [21] 张伟红, 张士宏. 金属学报[J], 2006, 42(10): 1036–1040.
- ZHANG W H, ZHANG S H. Acta Metallurgica Sinica[J], 2006, 42(10): 1036–1040.
- [22] MONAJATI H, TAHERI A K, JAHAZI M, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2005, 36(4): 895–905.
- [23] GUO S L, LI D F, GUO Q M, *et al.* Journal of Materials Science [J], 2012, 47(15): 5867–5878.
- [24] 陈志英, 许树勤, 董湘怀, 等. 材料科学与工艺[J], 2008, 16(6): 847–851.
- CHEN Z Y, XU S Q, DONG X H, *et al.* Materials Science & Technology[J], 2008, 16(6): 847–851.
- [25] EBRAHIMI R, NAJAFIZADEH A. Journal of Materials Processing Technology[J], 2004, 152(2): 136–143.
- [26] LIU P, ZHANG R, YUAN Y, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2020, 831: 154618.
- [27] WU H, LIU M, WANG Y, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2020, 9(3): 5090–5104.
- [28] EVANS R W, SCHARNING P J. Materials Science and Technology [J], 2001, 17(8): 995–1004.
- [29] WANJARA P, JAHAZI M, MONAJATI H, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2005, 396(1/2): 50–60.
- [30] HAN Y, QIAO G J, SUN J P, *et al.* Computational Materials Science[J], 2013, 67: 93–103.
- [31] 李昌民, 谭元标, 赵飞. 稀有金属[J], 2020, 44(6): 585–596.
- LI C M, TAN Y B, ZHAO F. Chinese Journal of Rare Metals[J], 2020, 44(6): 585–596.
- [32] GOETZ R L, SEMIATIN S L. Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2001, 10(6): 710–717.
- [33] LIANG X P, LIU Y, LI H Z, *et al.* Materials & Design[J], 2012, 37: 40–47.
- [34] 万志鹏. GH4720Li 镍基合金高温变形行为及组织性能控制研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019.
- WAN Z P. Hot Deformation Behavior and Microstructure Properties Control of Ni-Based Alloy GH4720Li[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2019.
- [35] 司家勇, 廖晓航, 黄再旺, 等. 中国有色金属学报[J], 2015, 25(12): 3361–3369.
- SI J Y, LIAO X H, HUANG Z W, *et al.* The Chinese Journal of Nonferrous Metals[J], 2015, 25(12): 3361–3369.
- [36] GHOLAMZADEH A, TAHERI A K. Mechanics Research Communications[J], 2009, 36(2): 252–259.
- [37] DEVADAS C, BARAGAR D, RUDDLE G, *et al.* Metallurgical Transactions A[J], 1991, 22(2): 321–333.
- [38] WANG L, LIU F, CHENG J J, *et al.* Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2016, 25(4): 1394–1406.
- [39] LIN Y C, CHEN X M. Materials & Design[J], 2011, 32(4): 1733–1759.
- [40] KORKMAZ M E, GÜNAY M, VERLEYSEN P. Journal of Alloys and Compounds[J], 2019, 801: 542–549.
- [41] 胡超. GH4698 镍基高温合金热塑性变形行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2015.
- HU C. Research on Hot Plastic Deformation Behavior of GH4698 Ni-Based Alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015.
- [42] LIN J, LIU Y. Journal of Materials Processing Technology [J], 2003, 143: 281–285.
- [43] 蔺永诚, 陈小敏, 陈明松. 精密成形工程[J], 2021, 13(1): 1–18.
- LIN Y C, CHEN X M, CHEN M S. Journal of Netshape Forming Engineering[J], 2021, 13(1): 1–18.
- [44] SUN Y, ZENG W D, ZHAO Y Q, *et al.* Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2011, 21(1): 159–165.
- [45] KHOMUTOV M G, POZDNIKOV A V, CHURYUMOV A Y, *et al.* Applied Sciences[J], 2021, 11(10): 4587.
- [46] YU Q Y, YAO Z H, DONG J X. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials[J], 2016, 23(1): 83–91.

- [47] LUO R, CAO Y, CUI S G, *et al.* Transactions of the Indian Institute of Metals[J], 2021, 74(7): 1809–1817.
- [48] RAO K P, DORAIVELU S M, ROSHAN H M, *et al.* Metallurgical Transactions A[J], 1983, 14(8): 1671–1679.
- [49] PRASAD Y, GEGEL H L, DORAIVELU S M, *et al.* Metallurgical Transactions A[J], 1984, 15(10): 1883–1892.
- [50] ZHOU G, DING H, CAO F R, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2014, 30(3): 217–222.
- [51] CHAKRAVARTTY J K, PRASAD Y, ASUNDI M K. Metallurgical Transactions A[J], 1991, 22(4): 829–836.
- [52] 于雪梅, 周舸, 刘波, 等. 塑性工程学报[J], 2019, 25(6): 250–256.
- YU X M, ZHOU K, LIU B, *et al.* Journal of Plasticity Engineering [J], 2019, 25(6): 250–256.
- [53] RAVICHANDRAN N, PRASAD Y. Metallurgical Transactions A[J], 1991, 22(10): 2339–2348.
- [54] 王建国. GH4169 合金锻件组织形成机制与热加工工艺窗口[D]. 西安: 西北工业大学, 2018.
- WANG J G. Microstructure Formation Mechanisms and Hot Processing Windows of GH4169 Alloy Forgings[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2018.
- [55] LV S M, JIA C L, HE X B, *et al.* Advanced Engineering Materials [J], 2020, 22(12): 2000622.
- [56] JIANG H, DONG J X, ZHANG M C, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2016, 47(10): 5071–5087.
- [57] WANG J G, LIU D, WANG T, *et al.* Advanced Materials Research [J], 2014, 887: 1161–1168.
- [58] LI Z, FU S H, WANG T, *et al.* Materials Science Forum[J], 2013, 747: 588–593.
- [59] CHEN J Y, DONG J X, ZHANG M C, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2016, 673: 122–134.
- [60] 赵广迪, 武金江. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(2): 630–638.
- ZHAO G D, WU J J. Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(2): 630–638.
- [61] 谷月峰, 崔传勇, 袁勇, 等. 金属学报[J], 2015, 51(10): 1191–1206.
- GU Y F, CUI C Y, YUAN Y, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2015, 51(10): 1191–1206.
- [62] LIU P, ZHANG R, YUAN Y, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2021, 77: 66–81.
- [63] 吕少敏. GH4151 合金高温变形行为及组织与性能控制研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2021.
- LV S M. Research on Hot Deformation Behavior and Microstructure Properties Control of GH4151 Alloy[D]. Beijing: University of Science & Technology Beijing, 2021.
- [64] LV S M, CHEN J B, HE X B, *et al.* Materials [J], 2020, 13(20): 4553.
- [65] 黄福祥. 航空材料学报[J], 1993, 13(3): 49–56.
- HUANG F X. Journal of Aeronautical Materials[J], 1993, 13(3): 49–56.
- [66] 向雪梅, 江河, 董建新, 等. 金属学报[J], 2020, 56(7): 988–996.
- XIANG X M, JIANG H, DONG J X, *et al.* Acta Metallurgica Sinica [J], 2020, 56(7): 988–996.

(编辑 吴 锐)