

# 三联冶炼+挤压制备的 GH4710 合金棒材热变形行为及热加工图

陈由红, 兰博, 孙兴, 林莺莺

(中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095)

**摘要:** 采用真空感应 (VIM)+电渣重熔 (ESR)+真空自耗 (VAR) 三联冶炼制备的 GH4710 合金铸锭经挤压获得棒材。在 Gleeble-1500 试验机上开展等温压缩实验, 研究了三联铸锭挤压态 GH4710 合金在温度 1050~1150 °C, 应变速率 0.01~5 s<sup>-1</sup> 条件下的热变形行为。结果表明, 应力-应变曲线具有明显的动态再结晶特征, 且应力随着变形温度的升高和应变速率的降低而明显减小。基于应力-应变曲线, 建立了合金动态再结晶临界应变模型, 同时建立了考虑应变影响的 Arrhenius 本构模型来精确描述合金应力、应变速率和温度的依赖关系。最后以动态材料模型为基础构建了合金热加工图, 结合显微组织分析, 明确了合金流变失稳特征为不均匀显微组织, 确定了合金最佳锻造工艺参数范围为 1050 °C ≤ T ≤ 1100 °C、0.01 s<sup>-1</sup> ≤  $\dot{\epsilon}$  ≤ 0.1 s<sup>-1</sup>。

**关键词:** GH4710 合金; 挤压; 三联冶炼工艺; 热加工图

中图分类号: TG146.1+5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)09-2555-10

GH4710 合金是一种镍基高温合金, 适合制备高温高压环境下使用的涡轮盘、叶片等零件, 在工作温度 900~950 °C 之间具有优异的强度、抗氧化和组织稳定性<sup>[1]</sup>。合金铝钛含量达 6.5%~8.5%,  $\gamma'$  相的体积分数达 40%~45%, 具有低塑性难变形的特点<sup>[2-3]</sup>。目前, GH4710 合金采用真空感应+真空自耗 (VIM+VAR) 双联冶炼工艺制备, 合金低塑性的特点使真空感应电极棒冷却时易形成较多微裂纹。具有微裂纹的电极棒在二次真空自耗重熔时影响熔速稳定性, 会导致铸锭内部显微疏松<sup>[4]</sup>。微小尺寸显微疏松在后续热变形加工时可能闭合消除, 但稍大尺寸的显微疏松难以消除而保留下来, 显著降低零件的力学性能和使用安全性。

近年来, 真空感应+电渣重熔+真空自耗 (VIM+ESR+VAR) 三联冶炼工艺, 利用二次电渣熔炼铸锭组织致密、缩孔小、无疏松、材料塑性好等优点<sup>[5]</sup>, 为三次真空自耗提供有利条件而制备出高质量铸锭, 逐渐在 GH4169、GH4065 等高温合金得到验证应用<sup>[6-7]</sup>。同时, 挤压开坯也成为近年来制备低塑性难变形合金的重要手段<sup>[8-10]</sup>。这些手段为优质 GH4710 合金的制备奠定了基础。国内学者对于三联冶炼铸锭和挤压开坯工艺方面都分别开展了相关研究, 但对三

联冶炼铸锭+挤压开坯复合工艺制备棒坯的变形行为研究报道较少, 因此, 本研究拟以三联冶炼+挤压制坯复合工艺制备的难变形 GH4710 合金棒材为研究对象, 采用热模拟压缩试验, 探讨该工艺路径下合金的热变形特性, 确定动态再结晶临界条件, 并建立能够预测变形失稳的热加工图, 为精确控制 GH4710 合金涡轮盘组织及优化制备工艺提供理论参考。

## 1 实验

实验材料为 GH4710 合金, 采用 VIM+ESR+VAR 三联冶炼成自耗锭坯, 经高温均匀化处理, 采用 6300T 挤压机挤压开坯至  $\Phi 160$  mm 棒材。从棒材中部切取薄片, 选取沿挤压方向线切割切取  $\Phi 10$  mm×15 mm 圆柱形试样用于等温热压缩试验。GH4710 合金主要成分见表 1。

表 1 实验用 GH4710 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4710 alloy (wt%)

C	Cr	Co	Al	Ti	W	Mo	B	Si	Fe	Zr	Ni
0.069	18.02	14.76	2.55	4.94	1.48	3.14	0.021	0.045	0.40	0.044	Bal.

收稿日期: 2023-09-25

基金项目: 国家自然科学基金 (519901218)

作者简介: 陈由红, 男, 1981 年生, 硕士, 高级工程师, 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095, 电话: 010-62496699, E-mail: cyh198243@163.com

采用 Gleeble-1500 热模拟试验机进行等温恒变速率压缩变形。加热升温速率为 10 °C/s, 到温后保温 2 min 均热。压缩变形温度  $T$  分别为 1050、1080、1100、1120、1150 °C, 应变速率  $\dot{\epsilon}$  分别为 0.01、0.1、1、5  $s^{-1}$ , 应变量  $\epsilon$  为 0.9。实验过程中在试样两端贴石墨片减小摩擦力, 变形完成后即刻水冷, 保留高温变形组织。通过热模拟实验微机系统自动采集应力应变数据。

变形后的试样沿轴向对开, 轴向剖面经打磨、抛光后进行相应的观察分析。在配比为 100 mL HCl + 100 mL CH<sub>2</sub>OH + 50 g CuCl<sub>2</sub> 溶液腐蚀后, 利用 LEICA DMI5000 M 光学显微镜 (OM) 观察显微组织; 试样经震动抛光和离子抛光后, 利用 FEI NOVA NANO 450 扫描电镜 (SEM) 的电子背散射衍射 (EBSD) 系统和 Channel 5 软件表征晶粒尺寸和再结晶状态。利用 Origin2015 软件绘制热加工图。

## 2 结果与讨论

### 2.1 热变形特性

图 1 为三联铸锭挤压态 GH4710 合金在 1050~1150 °C 下的真应力-真应变曲线。可见, 3 联铸锭挤压态 GH4710 合金与多数合金表现相似<sup>[11-12]</sup>, 应力-应变曲线都可分为 3 个阶段, 并呈现出明显的动态再结晶 (DRX) 特征<sup>[13-14]</sup>: (1) 加工硬化阶段, 处于合金变形初期, 位错密度增加而发生加工硬化, 应力值急剧

增大, 随着应变增加, 位错逐渐滑移, 部分位错消失或重新排列, 发生动态回复 (DRV) 软化, 但动态回复软化力较弱, 对合金应力软化效果不明显; (2) 软化阶段, 当应变达到临界值时, 发生动态再结晶, 软化效果加强, 应力从缓慢增长逐渐变为降低; (3) 稳态阶段, 随着应变进一步增加, 加工硬化和动态再结晶软化逐渐达到平衡, 应力趋向稳定。

应力-应变曲线还表明合金具有明显的温度、应变速率敏感性。当应变速率  $\dot{\epsilon}$  恒定时, 随变形温度的升高, 流动应力减小; 当温度  $T$  恒定时, 应变速率越低, 流动应力越小。结合图 2 和图 3 所示合金在不同变形温度和应变速率下的动态再结晶分布图和 EBSD 反极图分析可知, 当应变速率  $\dot{\epsilon}$  恒定时, 变形温度升高, 位错迁移速率会随着变形温度的升高而增大, 动态再结晶越充分 (图 2a、2b), 晶粒也逐渐长大 (图 3a、3b), 动态再结晶软化作用使流动应力减小; 当温度  $T$  恒定时, 应变速率越低, 塑性变形时间越长, 动态再结晶越充分 (图 2b、2c), 晶粒尺寸增大, 均匀性较好 (图 3b、3c), 流动应力减小。

### 2.2 确定动态再结晶临界条件

在合金热变形过程中, 当位错密度达到临界值时, 合金将发生动态再结晶, 此时的应变即为临界应变。确定动态再结晶临界应变对预测、模拟合金显微组织的演变意义重大。本研究采用应力-应变曲线分析法

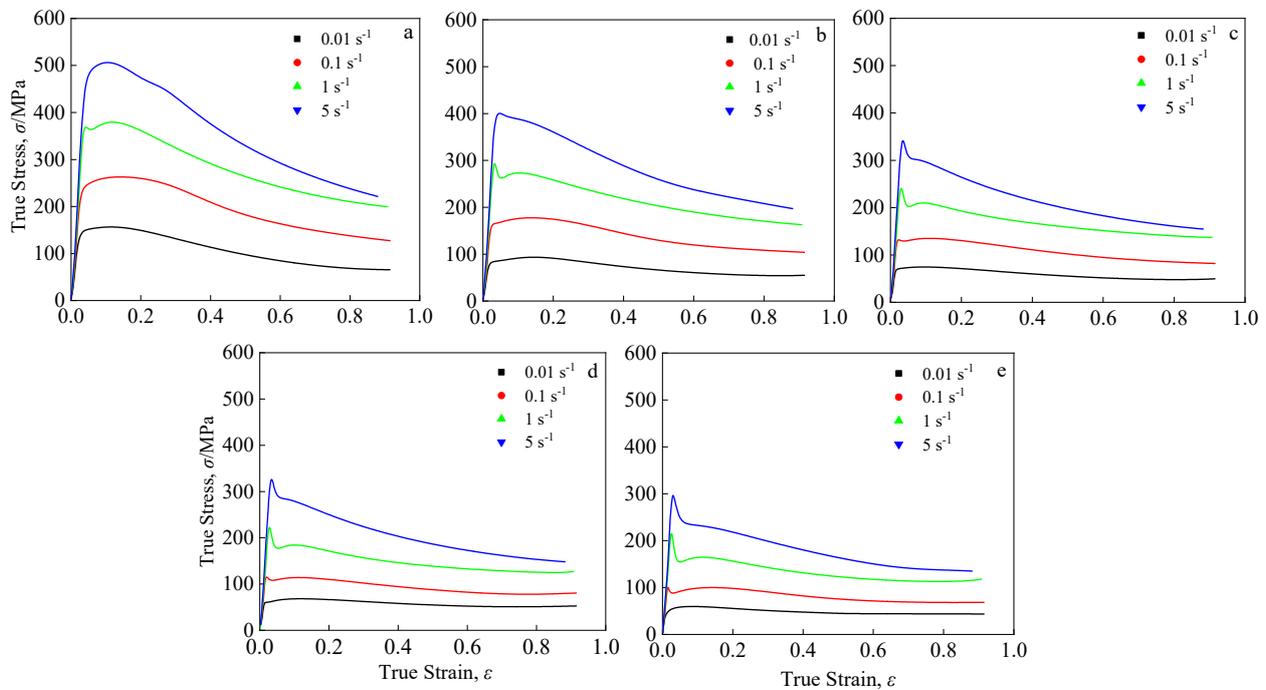


图 1 三联铸锭挤压态 GH4710 合金真应力-真应变曲线

Fig.1 True stress-true strain curves of ingot-extruded GH4710 alloy deformed at 1050 °C (a), 1080 °C (b), 1100 °C (c), 1120 °C (d), and 1150 °C (e)

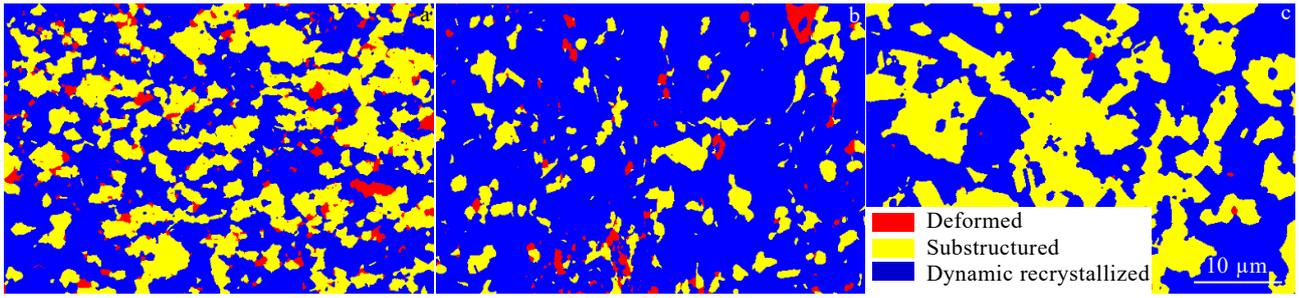


图 2 三联铸锭挤压态 GH4710 合金动态再结晶分布图

Fig.2 DRX grain distributions of ingot-extruded GH4710 alloy: (a)  $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$ ; (b)  $T=1080\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$ ; (c)  $T=1080\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=5\text{ s}^{-1}$

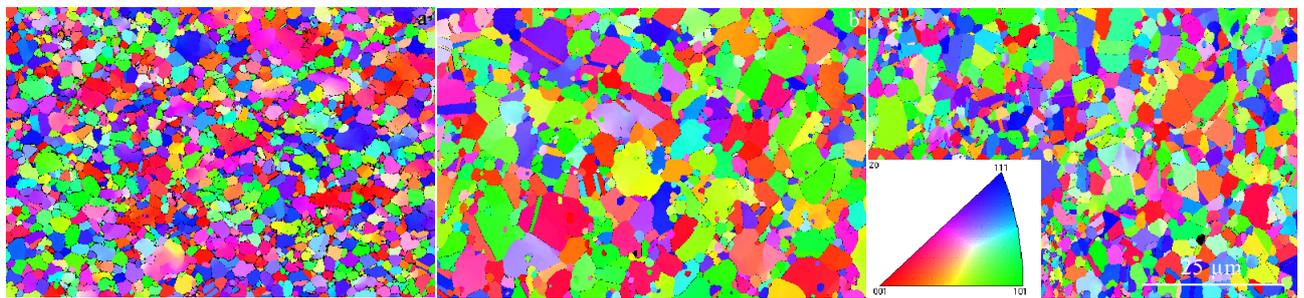


图 3 三联铸锭挤压态 GH4710 合金在不同变形条件下的反极图

Fig.3 IPF maps of ingot-extruded GH4710 alloy deformed under  $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$  (a),  $T=1080\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$  (b) and  $T=1080\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=5\text{ s}^{-1}$  (c)

来确定临界应变。该分析法是 Ryan 等人在提出加工硬化率 ( $\theta=d\sigma/d\epsilon$ ) 概念后, 指出加工硬化率-应力曲线的拐点即为动态再结晶临界条件<sup>[15]</sup>, 式 (1) 为描述该方法的表述式:

$$\frac{\partial}{\partial \sigma} \left( -\frac{\partial \theta}{\partial \sigma} \right) = 0 \quad (1)$$

式中,  $\theta$  为加工硬化率;  $\sigma$  为流动应力。

本研究采用  $T=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$  条件下应力-应变曲线为例, 求解动态再结晶临界条件, 其他条件下的动态再结晶临界条件不再一一描述。首先采用 5 阶方程对应力-应变曲线进行拟合得到图 4 所示相关性较好的平滑曲线<sup>[16]</sup>, 然后对拟合曲线求导得到图 5 所示加工硬化率  $\theta-\epsilon$  曲线, 最后绘制图 6 所示的  $\theta-\sigma$  曲线。对曲线上  $\theta > 0$  的线段, 采用三次方程进行拟合并求导得到图 7 所示的  $d\theta/d\sigma-\sigma$  曲线。结合式 (1) 可知, 动态再结晶发生的临界条件为图 7 曲线上的最高点, 由此确定动态再结晶临界应力  $\sigma_c$  为 72.558 MPa。临界应力确定后, 应力应变曲线上对应的应变即是临界应变  $\epsilon_c$ 。

此外, 从曲线上还可直接获得峰值应力  $\sigma_p$ 。表 2

为不同变形条件下的临界应力、临界应变及峰值应力。

在确定了不同变形条件下的临界应力、临界应变及峰值应力后, 求解式 (2) 和式 (3) 形式<sup>[17]</sup>动态再结晶临界应变模型中的未知参数, 即可建立模型:

$$\epsilon_p = a_1 d_0^{n_1} \dot{\epsilon}^{m_1} \exp(Q/RT) \quad (2)$$

$$\epsilon_c = a_2 \epsilon_p \quad (3)$$

式中,  $\epsilon_c$  为临界应变;  $\epsilon_p$  为峰值应变;  $d_0$  为初始晶粒尺寸;  $\dot{\epsilon}$  为应变速率;  $a_1$ 、 $a_2$ 、 $n_1$ 、 $m_1$  为材料常数;  $Q$  为动态再结晶激活能, J/mol;  $R$  为气体常数,  $8.3145\text{ J}\cdot(\text{mol}\cdot\text{K})^{-1}$ 。

为了确定公式 (2) 和 (3) 的未知参数, 对 (2) 式和 (3) 式两侧分别取对数, 因初始晶粒尺寸影响甚微, 可以忽略不计, 最终得到式 (4) 和式 (5)。

$$\ln \epsilon_p = \ln a_1 + m_1 \ln \dot{\epsilon} + Q/RT \quad (4)$$

$$\ln \epsilon_c = \ln a_2 + \ln \epsilon_p \quad (5)$$

图 8 为  $\ln \epsilon_p - \ln \dot{\epsilon}$ 、 $\ln \epsilon_p - 1/T$  以及  $\ln \epsilon_c - \ln \epsilon_p$  散点图经拟合后的直线图, 根据其斜率可求得  $m_1$  均值为 -0.1406,  $Q$  均值为 63853.95 J,  $a_1$  均值为  $3.3503 \times 10^{-5}$ ,  $a_2$  均值为 0.728。

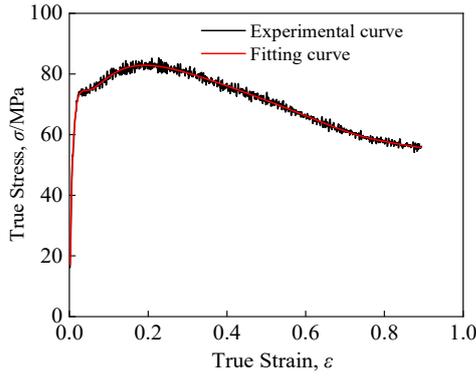


图 4  $T=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$  时真应力-真应变实测曲线与拟合曲线

Fig.4 Experimental curve and fitting curve of GH4710 alloy deformed at  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  with the strain rate of  $0.01\text{ s}^{-1}$

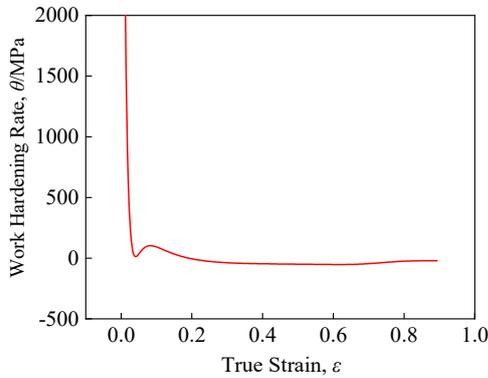


图 5  $T=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$  时加工硬化率 ( $\theta$ )-应变 ( $\epsilon$ ) 曲线  
Fig.5 Work hardening rate as a function of strain at  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  with the strain rate of  $0.01\text{ s}^{-1}$

通过以上分析计算,得到三联铸锭挤压态 GH4710 合金动态再结晶临界模型如下:

$$\epsilon_p = 3.35 \times 10^{-5} \dot{\epsilon}^{-0.14} \exp(63853.95/RT) \quad (6)$$

$$\epsilon_c = 0.728 \epsilon_p \quad (7)$$

### 2.3 考虑应变影响的 Arrhenius 本构模型的建立

在合金成分确定时,合金热变形过程中的流动应力  $\sigma$  温度  $T$  和应变速率  $\dot{\epsilon}$  三者之间的关系,常采用以下 3 种 Arrhenius 型方程进行描述<sup>[18]</sup>。

低应力条件下 ( $\alpha\sigma < 0.8$ ):

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp(-Q/RT) \quad (8)$$

高应力条件下 ( $\alpha\sigma > 1.2$ ):

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(n_2 \sigma) \exp(-Q/RT) \quad (9)$$

所有应力条件下:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-Q/RT) \quad (10)$$

式中,  $\sigma$  为流动应力, MPa;  $A_1$ 、 $A_2$ 、 $A$ 、 $n_1$ 、 $n_2$ 、 $n$  为材料常数;  $\alpha$  为应力调节系数,  $\alpha$ 、 $n_2$  和  $n_1$  满足

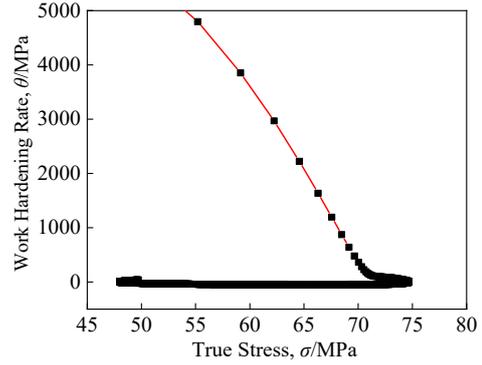


图 6  $T=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$  时加工硬化率与应力的关系曲线  
Fig.6 Work hardening rate ( $\theta$ ) vs stress ( $\sigma$ ) at  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  with the strain rate of  $0.01\text{ s}^{-1}$

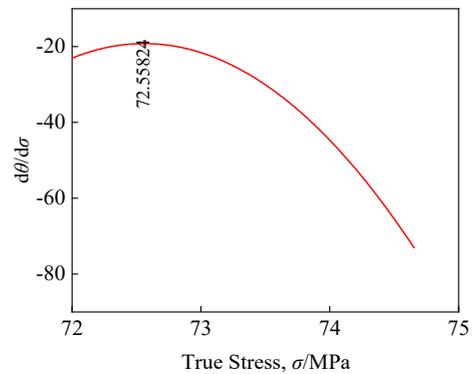


图 7  $T=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$  时  $d\theta/d\sigma$  与  $\sigma$  的关系曲线  
Fig.7 Curve of  $d\theta/d\sigma$  vs  $\sigma$  at  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  with the strain rate of  $0.01\text{ s}^{-1}$

关系  $\alpha = n_1/n_2$ ;  $Q$  为合金变形激活能, J/mol;  $R$  为气体常数,  $8.3145\text{ J}\cdot(\text{mol}\cdot\text{K})^{-1}$ 。

因式 (10) 适合所有应力条件, 所以选择式 (10) 来建立合金的本构模型。由式 (10) 可知, 要建立合金的本构模型, 只需要推导出  $A$ 、 $\alpha$ 、 $n$  和  $Q$  参数值。在合金变形过程中, 由于应变量和温度是变化的, 导致本构方程中的各个参量在数值上都会有变化, 为了得到理论上更加准确的 Arrhenius 本构模型, 将应变的变化对各个参数的影响考虑在内, 即建立参数与应变的函数。

首先对式 (8) 和式 (9) 两侧取自然对数得到式 (11) 和式 (12)。由式 (11) 和式 (12) 分析可知,  $\ln\sigma$  和  $\ln\dot{\epsilon}$ 、 $\sigma$  和  $\ln\dot{\epsilon}$  之间满足线性关系。

$$\ln\sigma = \frac{1}{n_1} \ln\dot{\epsilon} + \frac{1}{n_1} \left( \frac{Q}{RT} - \ln A_1 \right) \quad (11)$$

$$\sigma = \frac{1}{n_2} \ln\dot{\epsilon} + \frac{1}{n_2} \left( \frac{Q}{RT} - \ln A_2 \right) \quad (12)$$

将模型中应力  $\sigma$  分别取应变 0.02、0.05、0.1、0.2、

表 2 不同变形条件下临界应力、临界应变、峰值应力及峰值应变

Table 2 Critical stress, critical strain, peak stress and peak strain under different deformation conditions

$T/^\circ\text{C}$	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	$\sigma_c/\text{MPa}$	$\epsilon_c$	$\epsilon_p$	$\sigma_p/\text{MPa}$
1050	0.01	153.973	0.067	0.114	156.563
	0.1	255.315	0.071	0.141	262.864
	1	374.650	0.088	0.119	379.482
	5	499.033	0.073	0.105	506.089
1080	0.01	88.87	0.072	0.145	93.555
	0.1	173.78	0.081	0.138	177.588
	1	284.57	0.03	0.034	292.91
	5	399.55	0.044	0.048	400.259
1100	0.01	72.56	0.040	0.094	74.657
	0.1	133.03	0.069	0.111	135.089
	1	230.03	0.026	0.092	209.827
	5	327.95	0.031	0.035	341.117
1120	0.01	63.86	0.040	0.118	68.248
	0.1	108.82	0.016	0.112	114.057
	1	214.64	0.025	0.101	184.234
	5	313.30	0.030	0.034	326.131
1150	0.01	57.45	0.041	0.086	59.702
	0.1	87.75	0.012	0.141	100.005
	1	206.89	0.023	0.113	164.726
	5	282.55	0.026	0.031	296.294

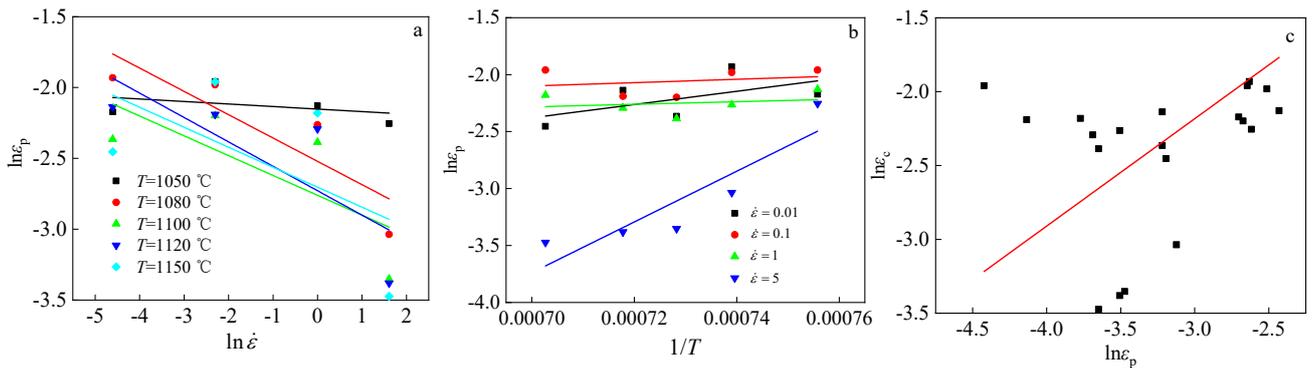


图 8  $\ln \epsilon_p - \ln \dot{\epsilon}$ 、 $\ln \epsilon_p - 1/T$  和  $\ln \epsilon_c - \ln \epsilon_p$  曲线

Fig.8 Plots of  $\ln \epsilon_p - \ln \dot{\epsilon}$  (a),  $\ln \epsilon_p - 1/T$  (b) and  $\ln \epsilon_c - \ln \epsilon_p$  (c)

0.5、0.8 的数值，绘制不同温度和应变速率下的  $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 、 $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$  散点图，并通过一阶线性拟合散点成直线，直线斜率即对应为  $1/n_1$  和  $1/n_2$ ，再由公式  $\alpha = n_1/n_2$  求出  $\alpha$  值。

图 9 和图 10 是应变为 0.02 条件下  $\ln \sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$  和  $\sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$  的拟合直线图，得到斜率  $1/n_1$  分别为 0.096、0.16、0.178、0.201 和 0.239，以及斜率  $1/n_2$  分别为 16.176、21.911、23.247、24.388 和 27.459。求得不同温度和应变速率下的  $\alpha$  值分别为 0.0059、0.0073、0.0076、0.0082、0.0087， $\alpha$  平均值为 0.0075，即为 0.02 应变条件下的  $\alpha$  值。按照同样的方法计算，其他应变条件下的  $\alpha$  值见表 3。

对式(10)两边取自然对数得式(13)。分析式(13)可知，当温度  $T$  确定时， $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  和  $\ln \dot{\epsilon}$  呈线性关系；当应变速率  $\dot{\epsilon}$  确定时， $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  和  $1/T$  呈线性

关系。绘制  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$  和  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$  散点图，通过一阶线性拟合出直线，直线的斜率即为  $1/n$  和  $Q/nR$ 。计算求得不同温度和应变速率下的均值  $n$  和  $Q$ 。

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{1}{n}(\ln \dot{\epsilon}) + \frac{Q}{nRT} - \frac{\ln A}{n} \quad (13)$$

图 11 和图 12 为应变 0.02 条件下  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$  和  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$  直线图。求得  $n$  为 4.5931、 $Q$  为 365.166 kJ，图 11 中  $Y$  轴的截距表示参数  $Q/(nRT - \ln A/n)$ ，代入  $Q$ 、 $n$ 、 $T$  值，计算可得  $\ln A$  为 26.8394。按照同样的方法计算，其他应变条件下的  $n$ 、 $Q$  和  $\ln A$  值见表 3。

图 13 为确定不同应变下的  $\alpha$ 、 $n$ 、 $Q$  和  $\ln A$  值后，常选用多项式<sup>[19]</sup>拟合各参数与应变之间的关系曲线。以式(14)为基础式进行拟合。

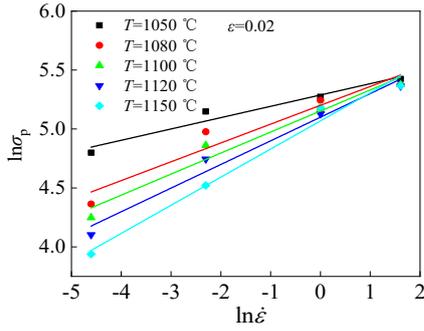


图 9  $\ln \sigma_p$  -  $\ln \dot{\epsilon}$  关系

Fig.9 Plots of  $\ln \sigma_p$  vs  $\ln \dot{\epsilon}$

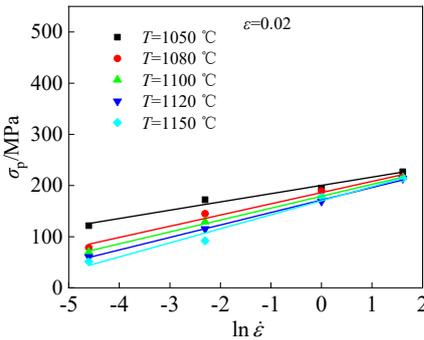


图 10  $\sigma_p$  -  $\ln \dot{\epsilon}$  关系图

Fig.10 Plots of  $\sigma_p$  vs  $\ln \dot{\epsilon}$

$$y = (ax^2 + bx + c)/(dx + e) \quad (14)$$

最终建立了考虑应变对参数影响的三联铸锭挤压态 GH4710 合金 Arrhenius 本构模型为:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \operatorname{arcsinh} \left[ \exp \left( \frac{\ln \dot{\epsilon} - \ln A + Q/RT}{n} \right) \right] \quad (15)$$

$$\alpha = (39.47\epsilon^2 + 13.77\epsilon + 7.315)/(3932\epsilon + 1163) \quad (16)$$

$$n = (-4.445\epsilon^2 + 8.92\epsilon + 1.149)/(1.139\epsilon + 0.287) \quad (17)$$

$$Q = (-54.113\epsilon^2 + 373.208\epsilon + 62.171)/(0.939\epsilon + 0.176) \quad (18)$$

$$\ln A = (-0.878\epsilon^2 + 5.146\epsilon + 0.127)/(0.151\epsilon + 0.006) \quad (19)$$

#### 2.4 热加工图的建立与分析

热加工图是根据 Prasad 等人<sup>[20]</sup>提出的动态材料模型 (dynamic material modeling, DMM) 理论而建立, 其原理为: 假定工件热加工过程是一个热力学封闭系统, 外界输入给系统的总能量  $P$  将用于工件塑性变形能量耗散 ( $G$ ) 和显微组织变化能量耗散 ( $J$ )。塑性变形能量耗散, 大多数转化成热能, 剩余部分以晶体缺陷能的形式存储; 显微组织变化能量耗散的形式则为动态回复和动态再结晶等。如图 14 所示, 在单位时间和单位体积内工件的总能量  $P$  可表示为应力  $\sigma$  和应变速率  $\dot{\epsilon}$  的矩形面积, 可用式 (17) 表达:

$$P = \dot{\epsilon} \cdot \sigma = G + J \quad (17)$$

塑性变形能量耗散和显微组织能量耗散比例为应变速率敏感指数  $m$ , 如式 (18) 所示:

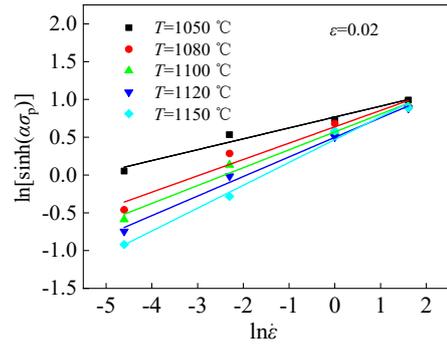


图 11  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  -  $\ln \dot{\epsilon}$  关系图

Fig.11 Plots of  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  vs  $\ln \dot{\epsilon}$

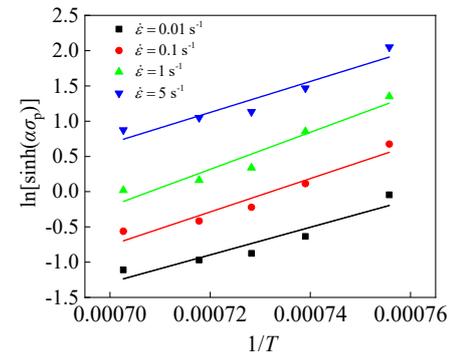


图 12  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  -  $1/T$  关系图

Fig.12 Plots of  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  vs  $1/T$

表 3 三联铸锭挤压态 GH4710 合金热变形过程中的材料常数  $\alpha$ 、 $n$ 、 $Q$  和  $\ln A$  值

Table 3 Materials constants  $\alpha$ ,  $n$ ,  $Q$  and  $\ln A$  of ingot-extruded GH4710 alloy during the hot deformation

$\dot{\epsilon}/s^{-1}$	$\alpha$	$n$	$Q/kJ$	$\ln A$
0.02	0.0075	4.5931	365.1660	26.8394
0.05	0.0042	3.6078	347.4077	28.3945
0.1	0.0058	5.1108	375.4437	31.1618
0.2	0.0062	4.9933	372.9800	31.8079
0.5	0.0082	4.3756	360.8177	29.6786
0.8	0.0098	3.9576	353.5277	29.6179

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\dot{\epsilon} \partial \sigma}{\sigma \partial \dot{\epsilon}} = \frac{\partial (\lg \sigma)}{\partial (\lg \dot{\epsilon})} \quad (18)$$

若  $m$  比值越大则用于显微组织变化的功率越多, 回复、再结晶对组织的改善越充分, 材料的加工性能越好。理想状态下,  $J$  和  $G$  相等, 即  $m=1$ ,  $J$  达到最大值  $J_{max}$ , 此时材料加工性能最好。实际情况下,  $m$  值会随着变形参数的变化而呈非线性,  $J$  实际值会小于  $J_{max}$ , 如图 14 所示。为评价材料加工性能, 引入能量

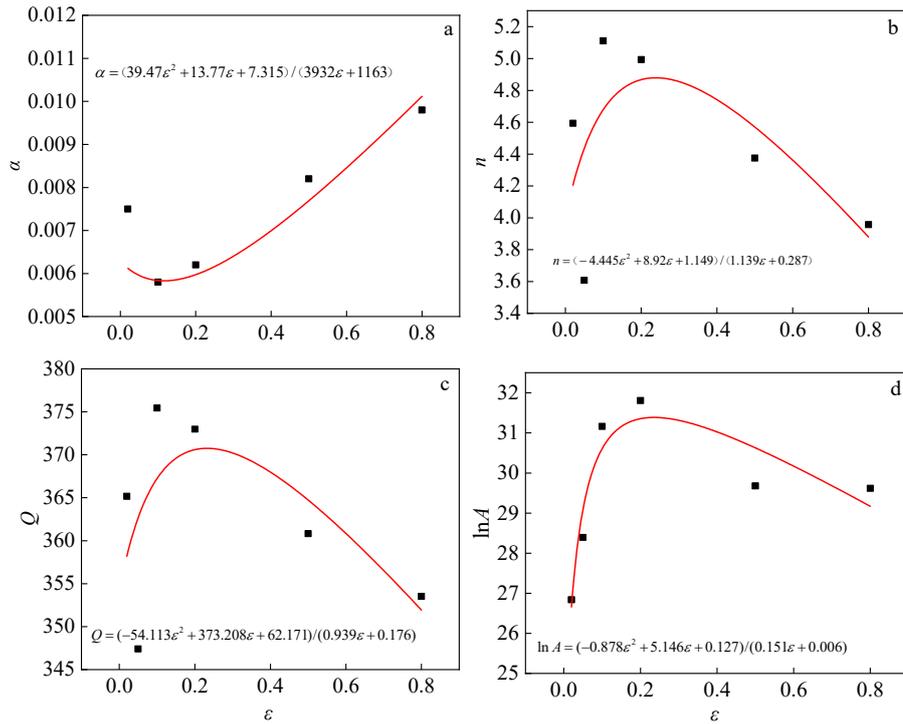


图 13 Arrhenius 本构关系中不同参数与应变的拟合图

Fig.13 Relationships between material constants  $\alpha$  (a),  $n$  (b),  $Q$  (c),  $\ln A$  (d) and true strain

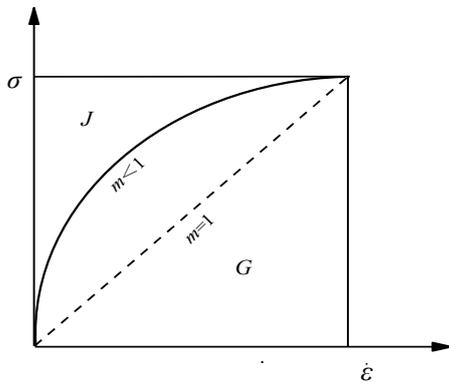


图 14 在恒定温度和应变速率下材料系统能量耗散示意图

Fig.14 Sketch map of power dissipation at constant temperature and strain rate

耗散系数  $\eta$ 。 $\eta$  由式 (19) 计算,即以实际情况下的  $J$  与理想状态下的  $J_{\max}$  比值大小评价材料热加工性能,值越大越接近理想状态,再结晶越充分,加工性能越好。

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} \quad (19)$$

根据图 14 计算耗散能  $J$ ,可用式 (20) 表示:

$$dJ = \dot{\epsilon} d\sigma \quad (20)$$

再结合材料式 (21) 的本构关系:

$$\sigma = C\dot{\epsilon}^m \quad (21)$$

计算可得:

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\epsilon} \quad (22)$$

能量耗散系数  $\eta$  可表达为  $m$  的公式如式 (23) 所示:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{\frac{m}{m+1} \sigma \dot{\epsilon}}{\frac{\sigma \dot{\epsilon}}{2}} = \frac{2m}{1+m} \quad (23)$$

由式 (23) 可知,能量耗散率  $\eta$  与应变速率敏感指数  $m$  相关。在一定应变下,将能量耗散率对温度和应变速率作图,就得到能量耗散图。但  $\eta$  的值越大并不能肯定材料的加工性能就越好,若是材料出现失稳状态,  $\eta$  的值也可能会比较大,因此需要确定加工失稳区才能综合评价合金热加工性能。为描述材料在加工过程中伴随的失稳现象,Prasad 等<sup>[20]</sup>在大塑性流变不可逆热力学极值原理基础上,扩展合金在高温变形,变形失稳判据为公式 (24)。满足该判据时合金就可能发生变形失稳。在以“温度-应变速率”构成的坐标系中,能量耗散图和变形失稳图叠加就构成了合金热加工图。

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \left[ \frac{m}{(m+1)} \right]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (24)$$

图 15 是根据上述方法建立的三联铸锭挤压态 GH4710 合金热加工图，应变分别为 0.2、0.5、0.8。图中等值线代表变形过程中的能量耗散率 ( $\eta$ , %), 阴影覆盖区表示合金热加工失稳<sup>[21]</sup>。对比分析不同真应变条件下的热加工图可知, 三联铸锭挤压态 GH4710 合金在不同应变下均出现失稳区, 当应变为 0.2 时, 失稳区 I 位于低温中应变速率区, 随着应变量的增加到 0.5 时, 失稳区向高温低应变区扩展(见失稳区 II), 在应变 0.5 以下, 失稳区数量较少, 范围较窄; 当应变增大到 0.8 时, 失稳区范围扩大, 涉及失稳区 III 位于低温高应变速率区域( $1050\text{ }^{\circ}\text{C} \leq T \leq 1120\text{ }^{\circ}\text{C}, 0.01\text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 1\text{ s}^{-1}$ ), 以及失稳区 IV 和 V 位于高温低应变速率区域 ( $1100\text{ }^{\circ}\text{C} \leq T \leq 1150\text{ }^{\circ}\text{C}, 0.01\text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 0.1\text{ s}^{-1}$ ), 而安全稳定区域位于  $1050\text{ }^{\circ}\text{C} \leq T \leq 1100\text{ }^{\circ}\text{C}, 0.01\text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 0.1\text{ s}^{-1}$  部分, 此时能量耗散率  $\eta$  超过 39%。

失稳区域一般对应出现楔形开裂, 绝热剪切, 机械孪晶, 局部流变, 空洞等缺陷<sup>[22-23]</sup>。在本试验中, 未发现开裂、鼓度不均匀等宏观失稳现象。经显微组织观察, 发现失稳主要表现为显微组织不均匀。图 16a 为合金在  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $5\text{ s}^{-1}$  条件下变形后的显微组织形

貌, 对应于失稳区 C, 晶粒尺寸范围  $0.5\sim 12.3\text{ }\mu\text{m}$ , 平均晶粒尺寸  $4.2\text{ }\mu\text{m}$ , 尺寸差较大且分布不均匀。分析其原因, 主要是由于此部分区域为低温高应变速率区, 应变速率大、变形温度低、能量耗散率低于 30%, 变形速度过快使得部分的晶粒处于变形孪晶状态且晶粒相对粗大, 部分再结晶在晶界处发生, 再结晶晶粒来不及长大, 呈细小态链状, 形成合金显微组织的不均匀。图 16b 为合金在  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $0.1\text{ s}^{-1}$  条件下变形后的显微组织形貌, 对应于失稳区域 B, 晶粒尺寸范围  $0.5\sim 34.8\text{ }\mu\text{m}$ , 平均晶粒尺寸  $18.6\text{ }\mu\text{m}$ , 晶粒粗大且不均匀。分析其原因, 主要是由于此部分区域为高温低应变速率区, 在低应变速率下, 能量耗散率大于 30%, 显微组织耗散能可以充分地作用于再结晶, 但当温度逐渐升高, 晶界析出相快速溶解, 晶界钉扎作用减弱, 晶界迁移速率加快, 晶粒急剧长大<sup>[24]</sup>。粗大且不均匀的显微组织也会显著降低合金的力学性能。从图 15c 中还可以发现, 在温度  $1110\sim 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、低应变速率下(图中右下角部分), 能量耗散率为 22%~28%, 处于较低水平, 其原因是此区间的晶粒, 在高温低应变速

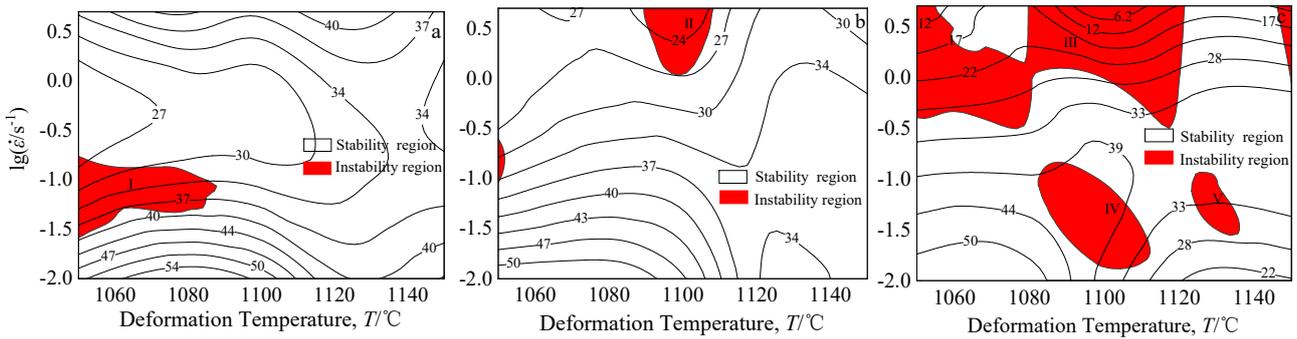


图 15 三联铸锭挤压态 GH4710 合金热加工图

Fig.15 Hot processing maps of ingot-extruded GH4710 alloy with different strains: (a) 0.2, (b) 0.5, and (c) 0.8

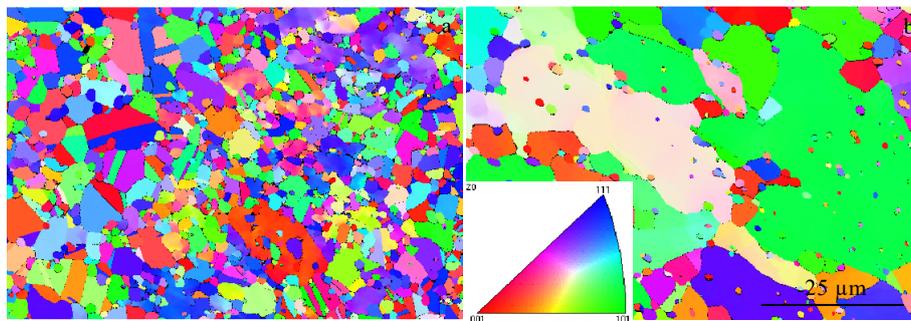


图 16 三联铸锭挤压态 GH4710 合金失稳区内典型显微组织

Fig.16 Optical microstructures in the region of flow instability for ingot-extruded GH4710 alloy: (a)  $T=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 5\text{ s}^{-1}$  and (b)  $T=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 0.1\text{ s}^{-1}$

率的作用下快速完成了动态再结晶并长大,后期的能量消耗表现以塑性变形为主,因此,能量耗散率较低。

通过对热加工图及显微组织的分析表明,应变量对三联铸锭挤压态GH4710合金锻造工艺参数的选择影响重大,而工艺参数范围 $1050\text{ }^{\circ}\text{C} \leq T \leq 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $0.01\text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 0.1\text{ s}^{-1}$ 可以满足合金不同应变量的锻造。工艺参数与变形量匹配设计不当,则会造成锻件变形失稳,而失稳的主要表现为显微组织不均匀。因此,在锻件设计时,应考虑不同部位的变形量进行工艺参数匹配设计,并且在实际生产中还需结合成本效率等因素选择最佳的工艺参数。

### 3 结 论

1) 三联铸锭挤压态GH4710合金应力应变曲线呈现明显的动态再结晶特征,且对温度和应变速率敏感。当应变速率恒定,变形温度升高,位错迁移速率增大,动态再结晶越充分,流动应力减小;当温度恒定,应变速率越低,塑性变形时间越长,动态再结晶越充分,流动应力越小。建立的动态再结晶临界条件为:

$$\epsilon_p = 3.35 \times 10^{-5} \dot{\epsilon}^{-0.14} \exp(63853.95 / RT)$$

$$\epsilon_c = 0.728 \epsilon_p$$

2) 采用了考虑应变影响的Arrhenius本构模型来精确描述三联铸锭挤压态GH4710合金应力、应变速率和温度的依赖关系为:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \operatorname{arcsinh} \left[ \exp \left( \frac{\ln \dot{\epsilon} - \ln A + Q / RT}{n} \right) \right]$$

$$\alpha = (39.47\epsilon^2 + 13.77\epsilon + 7.315) / (3932\epsilon + 1163)$$

$$n = (-4.445\epsilon^2 + 8.92\epsilon + 1.149) / (1.139\epsilon + 0.287)$$

$$Q = (-54.113\epsilon^2 + 373.208\epsilon + 62.171) / (0.939\epsilon + 0.176)$$

$$\ln A = (-0.878\epsilon^2 + 5.146\epsilon + 0.127) / (0.151\epsilon + 0.006)$$

3) 基于DMM理论,构建了三联铸锭挤压态GH4710合金的热加工图,结合显微组织分析,明确了变形失稳特征为不均匀显微组织,确定了最佳锻造工艺参数范围为 $1050\text{ }^{\circ}\text{C} \leq T \leq 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $0.01\text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 0.1\text{ s}^{-1}$ 。

#### 参考文献 References

[1] China Aeronautical Materials Handbook Editorial Board. *China Aeronautical Materials Handbook (Second Edition) Volume 2*(中国航空材料手册第2版第2卷)[M]. Beijing: Standards Press of China, 2002: 468

[2] Wang Shuyun(王淑云), Li Huiqu(李惠曲), Yang Hongtao(杨洪涛). *Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2007, 32(4): 29

[3] GuoJianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys*(高温合金材料学.中册,制备工艺)[M]. Beijing:

Science Press, 2008: 127

- [4] Liu Yanmei(刘艳梅), Chen Guosheng(陈国胜), Wang Qingzeng(王庆增) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2011, 31(4): 18
- [5] Wang Xiaofeng(王晓峰), Zhou Xiaoming(周晓明), Mu Songlin(穆松林) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2012, 26(4): 108
- [6] Wang Zixing(王资兴), Huang Shuo(黄烁), Zhang Beijiang(张北江) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(3): 417
- [7] Zhang Beijiang(张北江), Huang Shuo(黄烁), Zhang Wenyun(张文云) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1095
- [8] Fu Mingjie(付明杰), Jing Yongjuan(静永娟), Zhang Ji(张继). *Journal of Materials Engineering*(材料工程学报)[J], 2011(5): 62
- [9] Wang Chaoyuan(王超渊), Dong Yunpeng(东贇鹏), Wang Shuyun(王淑云) *et al. Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2014, 39(4): 126
- [10] Zhang Yong(张勇), Li Xinxu(李鑫旭), Wei Kang(韦康) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(10): 1401
- [11] Zhao Meilan(赵美兰), Sun Wenru(孙文儒), Yang Shulin(杨树林) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2009, 45(1): 79
- [12] Zhou Ge(周舸), Zhang Siqian(张思倩), Zhang Haoyu(张浩宇) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(12): 3939
- [13] Deng Yahui(邓亚辉), Yang Yinhui(杨银辉), Cao Jianchun(曹建春) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(4): 445
- [14] Zhou Qiang(周强), Cheng Jun(程军), Yu Zhentao(于振涛) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程学报)[J], 2019, 47(6): 121
- [15] Ouyang Delai(欧阳德来), Lu Shiqian(鲁世强), Cui Xia(崔霞) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2010, 30(2): 17
- [16] Cai Zhiwei(蔡志伟), ChenFuxia(陈拂晓), Guo Junqing(郭俊卿). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(9): 2335
- [17] Wu Shuting(吴舒婷). *Hot Deformation Behavior and Microstructure Evolution of 20CrMnTiH*(20CrMnTiH钢高温塑性变形行为及微观组织的研究)[D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2015
- [18] Sun C C, Liu K, Wang Z H *et al. Transactions of Nonferrous*

- Metals Society of China*[J], 2016, 26(12): 3123
- [19] Hu Chao(胡超). *Research on Hot Plastic Deformation Behavior of GH4689 Nickel-based Superalloy*(GH4689 镍基高温合金热塑性变形行为研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015
- [20] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. *International Materials Reviews*[J], 1998, 43(6): 243
- [21] Wang Guihua(王桂花), Yang Qiuyue(杨秋月), Wu Shanshan (吴珊珊) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2021, 28(3): 137
- [22] Dong Xianjuan(董显娟), Lu Shiqiang(鲁世强), Wang Kelu (王克鲁) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(9): 1550
- [23] Ding Yutian(丁雨田), Chen Jianjun(陈建军), Li Haifeng(李海峰) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2019, 33(8): 2753
- [24] Cai Z M, Jia H C, Pei W C *et al. Vacuum*[J], 2019, 165: 324

## Hot Deformation Behavior and Hot Processing Maps of Triple-Smelted GH4710 Alloy After Extrusion

Chen Youhong, Lan Bo, Sun Xing, Lin Yingying

(AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**Abstract:** The hot deformation behavior of as-extruded GH4710 alloy prepared by vacuum induction melting (VIM)+electroslag remelting (ESR)+vacuum arc remelting (VAR) triple smelt process was studied by hot compression tests at the temperatures of 1050-1150 °C and the strain rate of 0.01-5 s<sup>-1</sup>. The results show that the stress-strain curves have obvious dynamic recrystallization characteristics, and the stress decreases significantly with the increase in the temperature and the decrease in the strain rate. Based on the compressive true stress vs true strain curves, the critical strain model of dynamic recrystallization was developed. At the same time, the Arrhenius constitutive model considering the influence of strain was established to accurately describe the dependence of alloy stress, strain rate and temperature. Finally, based on the dynamic material model, the thermal processing map of the alloy was constructed, and combined with the microstructure analysis, the rheological instability of the alloy was clarified as the uneven microstructure, and the hot working parameters of the as-extruded-triple-smelted GH4710 alloy are suggested to be the deformation temperature of 1050-1100 °C and the strain rate of 0.01-0.1 s<sup>-1</sup>.

**Key words:** GH4710 alloy; extrusion; triple smelt process; hot processing map

---

Corresponding author: Chen Youhong, Master, Senior Engineer, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62496699, E-mail: cyh198243@163.com