

Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的热变形行为及基于响应面法的变形工艺参数优化

王双见, 鲁世强, 王克鲁, 邓丽萍, 肖璇, 张开铭

(南昌航空大学 航空制造工程学院, 江西 南昌 330063)

摘要: Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金因具有作为高温结构材料应用的潜力而引起了较广泛的关注。本研究基于合金在 1273~1473 K 和 0.001~0.1 s⁻¹ 条件下的等温恒变速率压缩实验数据, 分析了 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的流变应力行为, 计算了热变形激活能 Q 、功率耗散效率 η 和失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$; 建立了以变形工艺参数为输入变量, Q 、 η 和 $\xi(\dot{\epsilon})$ 为响应目标的响应面模型, 并基于多目标优化获得了适宜的变形工艺参数窗口条件。结果表明, Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金为正应变速率和负温度敏感材料; 在所研究的工艺参数范围, Q 、 η 和 $\xi(\dot{\epsilon})$ 值分别在 156.9963~659.3012 kJ/mol, 0.0130~0.8127 和 -0.6229~0.6359 范围波动, 这说明合金的塑性变形能力对工艺参数变化敏感; 所建立的 Q 、 η 和 $\xi(\dot{\epsilon})$ 响应面模型具有较高的预测精度, 其决定系数 R^2 分别达到 0.992、0.999 和 0.953, 平均绝对相对误差 $AARE$ 分别为 1.29%、0.63% 和 11.5%; 变形工艺参数对 Q 的交互影响顺序 (从大到小) 为: 变形温度/应变速率 > 应变速率/真应变 > 变形温度/真应变, 而变形工艺参数对 η 和 $\xi(\dot{\epsilon})$ 的交互影响顺序基本相同, 即, 变形温度/应变速率 > 变形温度/真应变 > 应变速率/真应变; 基于低 Q , 高 η 和 $\xi(\dot{\epsilon})$ 的多目标优化而获得的适宜变形工艺窗口条件为 1440~1473 K 和 0.001~0.05 s⁻¹, 最佳变形工艺条件在 1473 K、0.001 s⁻¹ 附近。对最佳变形工艺条件下的微观组织验证表明, 基于多目标优化获得的变形工艺窗口条件是正确的。

关键词: Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金; 热变形激活能; 功率耗散效率; 失稳因子; 响应面; 变形工艺参数优化

中图分类号: TG146.4⁺16

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)08-2301-13

高推重比发动机关键构件不仅要求材料具有较高的熔点、良好的高温强度, 还要求具有良好的高温抗氧化性能和抗疲劳性能^[1]。目前, 传统镍基高温合金的使用温度约为 1100 °C, 已接近熔点的 80%~90%, 因而研制高性能、低密度的新型高温结构材料具有重要意义^[2-3]。Laves 相 NbCr₂ 的熔点高达 1770 °C, 密度仅 7.7 g/cm³, 且具有优异的高温抗蠕变性能和较高的高温强度, 使用温度有望超过 1200 °C, 具有作为新型高温结构材料的应用潜力, 引起了国内外的广泛关注^[4-5]。

但 Laves 相 NbCr₂ 具有明显的室温脆性, 这限制了其工程应用的进程。为了改善 Laves 相 NbCr₂ 的室温脆性, 一些学者研究了合金化元素对其组织性能的影响规律。如 Thoma 等^[6]研究了 Ti 对 NbCr₂ 性能的影响, 结果表明, 随着 Ti 含量的增加, 其显微硬度及断裂韧性均有所提高; 并认为力学性能改善的主要原因为 Ti 替代了 Nb 的点阵位置, NbCr₂ 的晶格常数有所减小, 密排度有所提高, 因而其显微硬度得到提高;

同时 Ti 的原子尺寸比 Nb 小, 位错滑移和原子迁移变得容易, 提高了变形能力, 进而可改善合金的断裂韧性。Huang 等^[7]采用第一性原理方法表征和评价了合金元素对 C15 NbCr₂ 断裂韧性的影响, 并从电子结构角度揭示了元素 V、Mo 和 Ti 增韧 NbCr₂ 的微观机理。Fujita 等^[8]研究了元素 Ta 对 NbCr₂ 力学性能的影响规律, 当 Ta 原子分数为 23% 时, 显微硬度达到 12.1 GPa, 提高了近 40%; 当 Ta 原子分数为 28% 时, 断裂韧性达到 2.8 MPa·m^{1/2}, 提高了近一倍。Deng 等^[9]研究了机械合金化+热压工艺制备的细晶 NbCr₂/Cr 两相合金的热稳定性, 结果表明, 热暴露过程中, Cr 基体尺寸有一定程度的长大, 而 NbCr₂ 尺寸无明显变化; 在温度 800~1200 °C 下暴露 50 h 后, NbCr₂/Cr 两相合金仍具有较高的抗压强度、屈服强度和良好的塑性; 但随热暴露时间的进一步延长, 组织长大明显, 使得屈服强度和塑性有所下降。姚强等^[10]采用第一性原理和广义梯度的近似计算表明, Mo 在 NbCr₂ 中优先占据 Cr

收稿日期: 2023-08-29

基金项目: 国家自然科学基金 (51964034, 52161021)

作者简介: 王双见, 男, 1998 年生, 硕士, 南昌航空大学航空制造工程学院, 江西 南昌 330063, E-mail: 884253322@qq.com

的点阵位置,可显著提高 NbCr₂ 的高温变形能力,添加原子分数 35% 的 Mo 时,其韧-脆转变温度可降低到 1100~1150 °C。Kazantzis 等^[11]认为,室温下 NbCr₂ 的脆性很大,其室温断裂韧性仅为 1.4 MPa·m^{1/2};随着变形温度的提高,其变形能力得到改善,变形温度超过 1200 °C 时,合金可产生较明显的塑性变形。Takasugi 等^[12-13]也得到了类似的研究结果,并认为变形温度较低时,主要为脆性断裂,或超过屈服强度后快速硬化;变形温度较高时,屈服后可观察到稳态流动,表现出良好的塑性变形能力。

目前,作者所在的研究团队对 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金进行了较系统的研究。例如,肖璇等^[14]对采用机械合金化与热压工艺制备的 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的组织与性能进行了研究,结果表明,Laves 相含量为 29% 的 Cr-77.5Nb 合金的组织均匀,晶粒尺寸达到亚微米级,实现了细晶和软第二相综合增韧的效果。邓莉萍等^[15]研究了热暴露对 NbCr₂/Nb 两相合金组织与性能的影响,认为热暴露过程中没有明显的物相变化;随着热暴露温度升高和时间延长,合金的相对密度略有增加,断裂韧性逐渐下降;室温抗压强度和塑性应变随热暴露时间的延长逐渐增大,屈服强度随热暴露时间的延长先增加后降低。吴俊慷等^[16]研究了 NbCr₂/Nb 两相合金的高温流动应力行为及流动应力本构关系,发现该合金的韧脆转变温度在 950~1000 °C 之间,当变形温度高于 1000 °C 时,呈现出较好的塑性变形能力。江丰建聪^[17]等采用加工图技术研究了 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的变形工艺参数优化,获得了该合金适宜的变形工艺窗口条件。其他学者关于 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的研究尚少,仅 Qiao 等^[18]为减少 NbCr₂/Nb 两相合金的高温氧化,研究了硅化物涂层对该合金氧化行为的影响规律,并认为 Y 改性硅化物涂层可有效减小氧化速率。

总体而言,目前国内外学者针对 Laves 相 NbCr₂ 合金的研究主要集中在材料制备、力学性能和抗氧化性能等方面,而对其塑性变形工艺参数确定和优化的研究较少。

响应面法(response surface methodology, RSM)是数学方法和统计方法相结合的产物,该方法涵盖了实验设计、建模、检验模型的适应性、寻求最佳组合条件等,并考虑了随机误差,是一种优化加工工艺制度的有效方法。目前,响应面法已在材料科学中得到初步应用,如肖瑞等^[19]采用响应面法研究了固溶工艺对 211ZX 高强铝合金力学性能的影响规律,建立了固溶工艺和力学性能间的多项式模型,优化获得了使抗拉强度、伸长率和维氏硬度达到最大值的最佳固溶工艺参数。陈利文

等^[20]以 ZL101 铝合金间接挤压铸造工艺为研究对象,采用 Box-Behnken 方法设计响应面实验,建立了间接挤压铸造工艺参数与孔隙率关系的预测模型,方差分析结果表明,实验结果和数学模型拟合良好。吴道祥等^[21]针对某铝合金航空锻件热成形中出现的充填不满、流线穿流、变形不均匀等缺陷问题,以坯料高宽比、坯料温度、成形速度和摩擦因数为优化变量,采用响应面法对锻件成形多目标工艺参数优化进行了研究,实际生产验证了优化结果的可靠性。Guo 等^[22]采用响应面法确定了 Inconel 625 合金挤压加工工艺窗口,建立了描述温升和峰值温度与关键挤压参数之间的响应面模型,揭示了关键挤压参数对温升和峰值温度的交互影响规律,优化了不同挤压比下的挤压加工工艺窗口。Shen 等^[23]采用响应面法建立了 TC6 钛合金在变形温度 800~1000 °C、应变速率 0.01~10 s⁻¹ 范围的本构关系模型,结果表明,所建立的响应面模型比 Arrhenius 模型具有更高的预测精度。建立了基于响应面法的工艺参数和各材料参数间的预测模型,最后对响应面模型进行了多目标可视优化,得到了优化后的工艺参数。但目前尚未见到采用响应面法来优化 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金变形工艺参数的研究报道。

本实验基于等温恒应变速率压缩实验数据,采用响应面法,以变形工艺参数(变形温度、应变速率、应变)作为输入变量,以热变形激活能 Q , 功率耗散效率 η 和失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 作为响应目标建立响应面模型,分析变形工艺参数对 Q , η 和 $\xi(\dot{\epsilon})$ 的交互影响规律;采用多目标可视化优化方法,确定出 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的优化变形工艺参数范围,并进行微观组织验证。研究结果对指导该新型高温结构材料的锻造工艺设计和促进其工程化应用具有一定的理论意义和实用价值。

1 实验

以 Nb 粉和 Cr 粉为原料,采用机械合金化+热压工艺制备出成分为 77.5Nb-22.5Cr (at%) 的 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金。采用 Gleeble-3500 热模拟试验机进行等温恒应变速率压缩实验,试样尺寸为 $\Phi 4$ mm×6 mm,并在试样两端贴钼片以减少端面摩擦。变形温度范围为 1273~1473 K;应变速率范围为 0.001~0.1 s⁻¹;高度压下率为 50% (对应的真应变约 0.7)。以 10 °C/s 的加热速度将试样升温至变形温度,保温 180 s 后进行压缩变形,变形结束后空冷至室温。采用线切割方法将试样切割成厚度小于 0.5 mm 的薄片,使用砂纸研磨至 50 μm 以下;然后采用离子减薄法制备出透射电镜薄膜试样,并应用 FEI Tecnai G2 F30 透射电子

显微镜对薄膜试样进行微观组织观察, 加速电压为 300 kV。

2 结果与分析

2.1 热变形行为

2.1.1 流变应力曲线

Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金在不同变形条件下的流变应力曲线如图 1 所示, 其中的虚线为外推曲线。从图 1 可以看出, 当应变速率为 0.01 s⁻¹, 变形温度为 1273 K; 以及应变速率为 0.1 s⁻¹, 变形温度分别为 1273、1323 和 1373 K 时, 未达到设定的高度压下率 50%, 试样即产生了裂纹, 塑性变形终止。从图 1 还可以看出, 在 1323~1473 K/0.001 s⁻¹ 和 1423~1473 K/0.01 s⁻¹ 条件下压缩变形时, 流变应力曲线主要呈稳态流动特征; 在变形工艺参数 1273 K/0.001 s⁻¹、1273~1373 K/0.01 s⁻¹ 及 1273~1473 K/0.1 s⁻¹ 条件下压缩变形时, 流变应力曲线主要呈现流动软化特征。

根据图 1 可知, 变形温度对流变应力有较大影响, 流变应力随变形温度的升高而明显降低, 其主要原因为变形温度升高, 原子动能增加, 滑移系增多; 且原子扩散作用加强, 扩散蠕变和晶界滑移作用增强, 使得合金的流变应力随变形温度的升高而降低^[24-25]。应变速率对流变应力也有较大影响, 其随应变速率的升高而增大, 主要原因为, 随应变速率升高, 位错增殖加快, 位错密度增大, 位错运动临界切应力增加; 且应变速率较高时, 动态回复、动态再结晶等软化机制进行不充分^[26]; 同时, 随应变速率升高, NbCr₂ 相的孪晶增多, 孪晶对位错运动的阻碍作用增强^[27], 这些因素的综合作用导致流变应力随应变速率的升高而增大。

2.1.2 热变形激活能

不同应力水平下, 流变应力、变形温度与应变速率三者之间的关系可以通过 Arrhenius 方程来表示^[28-29]:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \alpha\sigma < 0.8 \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \alpha\sigma > 1.2 \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \alpha\sigma \text{ for all} \quad (3)$$

式中, Q 为变形激活能 (kJ/mol); R 为气体常数, 其值为 8.314 J/(mol·K); $\dot{\epsilon}$ 为应变速率 (s⁻¹); σ 为流变应力 (MPa); T 为绝对温度 (K); $A_1, A_2, A, n_1, n, \alpha$ 和 β 均为材料常数, 且 $\alpha = \beta/n_1$ 。其中, 式 (1) ~ (3) 依次为幂函数方程, 指数函数方程和双曲正弦函数方程, 且分别适用于低应力状态、高应力状态和所有应力状态。

对式 (1) ~ (3) 两边取对数, 则有:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

式 (6) 可改写为:

$$\ln [\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{Q}{nR} \cdot \frac{1}{T} + \frac{\ln(\dot{\epsilon}/A)}{n} \quad (7)$$

对式 (6) 和式 (7) 两边分别求偏微分, 可得:

$$n = \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \quad (8)$$

$$k = \frac{Q}{nR} = \left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\epsilon}} \quad (9)$$

故:

$$Q = Rnk = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \cdot \left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\epsilon}} \quad (10)$$

热变形激活能 Q 是金属材料发生塑性变形时, 衡量塑性变形难易程度的一个重要参数, 与热变形过程中的动态回复、动态再结晶等组织演变过程密切相关^[30-31]。

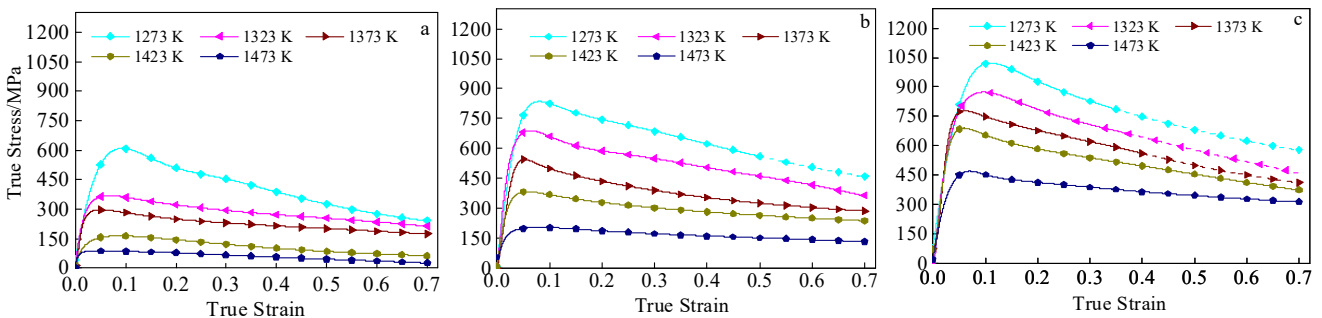


图 1 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金不同变形条件下的流变应力曲线 (虚线为外推曲线)

Fig.1 Flow stress curves of Laves phase NbCr₂/Nb two-phase alloy under different deformation conditions (dotted lines are extrapolated curves)^[16]: (a) 0.001 s⁻¹, (b) 0.01 s⁻¹, and (c) 0.1 s⁻¹

基于压缩实验数据, 根据式 (10) 可计算出真应变为 0.7 时不同变形工艺参数下的热变形激活能 Q , 其结果如表 1 所示。从表 1 可以看出, 在所研究的工艺参数范围内, 热变形激活能 Q 值在 156.9963~659.3012 kJ/mol 范围波动, 这说明 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的塑性变形能力对工艺参数是敏感的。

2.1.3 功率耗散效率

根据动态材料模型理论, 材料的热加工过程可视为一个能量耗散系统, 其中工件被认为是能量耗散体。工件在热加工过程中吸收的瞬时总功率 P 由两部分组成, 即 G 和 J ^[32-33]:

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = G + J \quad (11)$$

式中, 第 1 项积分称为功率耗散量 G , 表示工件在塑性变形过程中所消耗的能量 (粘塑性热); 第 2 项积分称为功率耗散协量 J , 为工件用于组织演化所消耗的能量。

应变速率敏感指数 m 决定了功率耗散量 G 和功率耗散协量 J 所占比例^[34]:

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} \Big|_{T, \dot{\epsilon}} = \frac{\dot{\epsilon} \partial \sigma}{\sigma \partial \dot{\epsilon}} \Big|_{T, \sigma} = \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} \Big|_{T, \sigma} = \frac{\partial(\lg \sigma)}{\partial(\lg \dot{\epsilon})} \Big|_{T, \sigma} \quad (12)$$

功率耗散协量 J 与功率耗散协量最大值 J_{\max} 之间的比值定义为功率耗散效率 η , 即^[35-36]:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = 2 \left(1 - \frac{\int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon}}{\sigma \dot{\epsilon}} \right) \quad (13)$$

结合式 (12) ~ (13) 可得^[37-38]:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (14)$$

功率耗散效率 η 为无量纲参数, 一般来说, η 值较高时, 材料具有良好的加工性能^[34,39]。

基于压缩实验数据, 根据式 (14) 可计算出真应变为 0.7 时不同变形工艺参数下的功率耗散效率 η , 其结果如表 2 所示。从表 2 可以看出, 在所研究的工艺参数范围内, 功率耗散效率 η 值在 0.0130~0.8127 范围波动, 这也说明 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的塑性变形能力对工艺参数是敏感的。

2.1.4 失稳因子

目前, Prasad 失稳判据应用最为广泛, 该判据基于最大熵产生率原理和应用于大塑性流变的不可逆热力学极值原理而提出, 其表达式如式 (15) 所示^[40-41]:

$$\frac{\partial D}{\partial \dot{\epsilon}} < \frac{D}{\dot{\epsilon}} \quad (15)$$

式中, $D(\dot{\epsilon})$ 为给定温度下的耗散函数。若耗散函数 $D(\dot{\epsilon})$ 与应变速率 $\dot{\epsilon}$ 符合不等式 (15), 则材料在塑性变形过程中会出现失稳现象。根据动态材料模型, 功率耗散协量 J 和塑性变形过程中的组织演化相关, 故可用 J 替代耗散函数 $D(\dot{\epsilon})$, 得到下式^[34,42]:

$$\frac{\partial J}{\partial \dot{\epsilon}} < \frac{J}{\dot{\epsilon}} \quad (16)$$

即:

$$\frac{\partial \ln J}{\partial \ln \dot{\epsilon}} < 1 \quad (17)$$

结合式 (11)、(12) 可得:

$$\ln J = \ln \left(\frac{m}{m+1} \right) + \ln \sigma + \ln \dot{\epsilon} \quad (18)$$

对式 (18) 两边同时求偏导可得:

表 1 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金在真应变 0.7 时不同变形工艺参数下的热变形激活能 (Q)

Table 1 Hot deformation activation energy (Q) of Laves phase NbCr₂/Nb two-phase alloy at a true strain of 0.7 under different deformation process parameters (kJ/mol)

Strain rate/s ⁻¹	Deformation temperature/K				
	1273	1323	1373	1423	1473
0.001	490.5635	653.9538	659.3012	374.8596	308.7224
0.01	359.0688	478.6626	482.5766	274.3792	225.9699
0.1	249.4689	332.5586	335.2779	190.6294	156.9963

表 2 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金在真应变 0.7 时不同变形工艺参数下的功率耗散效率 (η)

Table 2 Power dissipation efficiency (η) of Laves phase NbCr₂/Nb two-phase alloy at a true strain of 0.7 under different deformation process parameters

Strain rate/s ⁻¹	Deformation temperature/K				
	1273	1323	1373	1423	1473
0.001	0.4756	0.4013	0.3418	0.7604	0.8127
0.01	0.2796	0.2498	0.2754	0.4888	0.6121
0.1	0.0130	0.0602	0.2023	0.0144	0.3038

$$\frac{\partial \ln J}{\partial \ln \dot{\epsilon}} = \frac{\partial \ln \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + 1 \quad (19)$$

结合式(17)和(19),可得 Prasad 失稳判据为^[43-44]:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (20)$$

式中, $\xi(\dot{\epsilon})$ 为失稳因子, 当 $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$ 时, 意味着材料发生失稳。Prasad 失稳判据的物理含义为: 若系统熵的产生速率低于外加熵的速率, 则会造成材料的局部流动, 出现流变失稳现象^[45]。

基于压缩实验数据, 根据式(20)可计算出真应变为 0.7 时不同变形工艺参数下的失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$, 其结果如表 3 所示。一般来说, 失稳因子越大, 说明在热变形过程中越不易发生失稳现象, 从而呈现好的塑性变形能力。从表 3 可以看出, 在所研究的工艺参数范围内, 失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 值在 -0.6229~0.6359 范围波动,

这也说明 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的塑性变形能力对工艺参数是敏感的。

2.2 响应面模型和多目标优化

2.2.1 响应面模型

响应面法的主要思想是通过合理的实验设计及待定系数法确定出合适的函数形式来近似表达响应目标与输入变量之间的关系^[46]。目前, 最常用的实验设计方法有 Box-Behnken 和 Central Composite 设计两种; 函数形式主要有多项式函数、指数函数及对数函数等, 其中应用最为广泛的为多项式函数。本研究采用 Box-Behnken 设计并结合多项式函数来建立 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金相关参数的响应面模型, 试验方案及对应的响应值如表 4 所示。

将变形工艺参数(变形温度、应变速率和真应变)作为输入变量, 分别建立以热变形激活能 Q 、功率耗散效率 η 和失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 为响应目标的响应面模型, 其结果如式(21)~(23)所示。

表 3 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金在真应变 0.7 时不同变形工艺参数下的失稳因子($\xi(\dot{\epsilon})$)

Table 3 Instability factor ($\xi(\dot{\epsilon})$) of Laves phase NbCr₂/Nb two-phase alloy at a true strain of 0.7 under different deformation process parameters

Strain rate/s ⁻¹	Deformation temperature/K				
	1273	1323	1373	1423	1473
0.001	0.0004	0.0232	0.1587	0.0175	0.6359
0.01	-0.0401	-0.1107	0.0758	0.2523	0.3639
0.1	-0.6229	-0.5022	-0.0321	-0.6098	-0.2683

表 4 试验方案及对应的响应值

Table 4 Design matrix and experimental results

Run	Deformation temperature/K	lg($\dot{\epsilon}$ /s ⁻¹)	Strain	Activation energy, Q /kJ·mol ⁻¹	Power dissipation efficiency, η	Instability factor, $\xi(\dot{\epsilon})$
1	1373	-2	0.5	499.0360	0.2891	0.1594
2	1473	-2	0.7	225.9699	0.6121	0.3639
3	1273	-2	0.3	568.6551	0.2031	-0.1497
4	1373	-3	0.7	659.3012	0.3418	0.1587
5	1473	-3	0.5	350.0361	0.6543	0.5169
6	1373	-1	0.3	336.4402	0.2831	0.1475
7	1273	-1	0.5	307.8131	0.0152	-0.5334
8	1373	-2	0.5	499.0360	0.2891	0.1594
9	1473	-2	0.3	352.3191	0.4877	0.3358
10	1273	-2	0.7	359.0688	0.2796	-0.0401
11	1373	-1	0.7	335.2779	0.2023	-0.0321
12	1373	-2	0.5	499.0360	0.2891	0.1594
13	1273	-3	0.5	534.7710	0.4177	0.0003
14	1373	-3	0.3	535.0701	0.3385	0.2039
15	1473	-1	0.5	201.4802	0.3867	0.1003

$$Q = 46735.2291 - 66.8830T + 6492.0082 \lg \dot{\epsilon} - 109692\epsilon - 9.9051T \lg \dot{\epsilon} + 158.5939T\epsilon - 156.7413(\lg \dot{\epsilon})\epsilon + 0.0240T^2 - 30.2458(\lg \dot{\epsilon})^2 - 56.6946\epsilon^2 + 0.0037T^2 \lg \dot{\epsilon} - 0.0574T^2\epsilon \quad (21)$$

$$\eta = -62.4994 + 0.08970T - 22.9048 \lg \dot{\epsilon} + 64.0722\epsilon + 0.0329T \lg \dot{\epsilon} - 0.0949T\epsilon - 0.1051(\lg \dot{\epsilon})\epsilon - 0.000032T^2 - 0.0124(\lg \dot{\epsilon})^2 + 0.3691\epsilon^2 - 0.000012T^2 \lg \dot{\epsilon} + 0.000035T^2\epsilon \quad (22)$$

$$\xi(\dot{\epsilon}) = -126.03 + 0.1803T - 33.8222 \lg \dot{\epsilon} + 85.3496\epsilon + 0.0486T \lg \dot{\epsilon} - 0.1254T\epsilon - 0.1680(\lg \dot{\epsilon})\epsilon - 0.000064T^2 - 0.0732(\lg \dot{\epsilon})^2 + 0.8322\epsilon^2 - 0.00008T^2 \lg \dot{\epsilon} + 0.000045T^2\epsilon \quad (23)$$

式中： ϵ 为真应变。

以热变形激活能 Q 的响应面模型为例，通过方差分析来对模型的预测性能进行评估。方差分析结果如表 5 所示。根据表 5 可知，热变形激活能 Q 的响应面模型 p 值为 0.0007，远小于 0.05，说明所建立的模型是显著的^[47-48]。同时，还可发现模型中除了 ϵ^2 项外，其余各项的 p 值均小于 0.05，说明不同变形条件之间的交互作用可直接影响热变形激活能 Q 的大小。

另外，采用决定系数 R^2 和平均绝对相对误差 $AARE$ 对所建立的响应面模型精度进行进一步评估。 R^2 和 $AARE$ 的计算公式分别如式 (24) 和 (25) 所示^[49-50]；

$$R^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (\hat{y}_i - \bar{y})^2}{\sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2} \quad (24)$$

$$AARE = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \left| \frac{y_i - \hat{y}_i}{y_i} \right| \times 100\% \quad (25)$$

式中： n 为数据总数， \hat{y}_i 为预测值， y_i 为实验值， \bar{y} 为实验值的平均值。

图 2a 为热变形激活能 Q 响应面模型预测值和实验值的对比。从图 2a 可以看出， Q 的预测值和实验值具有较高的吻合度，其决定系数 R^2 为 0.992，平均绝对相对误差 $AARE$ 为 1.29%，说明所建立的响应面模型具有较高的预测精度，可用于 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金热变形激活能 Q 预测。

同理，可获得功率耗散效率 η 和失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 响应面模型的方差分析结果，分别如表 6 和表 7 所示。根据 η 和 $\xi(\dot{\epsilon})$ 响应面模型的方差分析结果，可确定出模型的 p 值分别为 0.0001 和 0.0103；根据式 (24) 和 (25)，可计算出 η 和 $\xi(\dot{\epsilon})$ 响应面模型的 R^2 分别为

表 5 热变形激活能(Q)的响应面模型方差分析结果

Table 5 Response surface model ANOVA results for heat deformation activation energy (Q)

Source of variance	Sum of squares	Degree of freedom	Mean square value	F value	p value
Model	249300	11	22666.75	159.69	0.0007
T	51280.48	1	51280.48	361.28	0.0003
$\lg \dot{\epsilon}$	68291.65	1	68291.65	481.12	0.0002
ϵ	3786.52	1	3786.52	26.68	0.0141
$T \lg \dot{\epsilon}$	1536.72	1	536.72	10.83	0.0461
$T\epsilon$	1732.08	1	1732.08	12.20	0.0397
$\epsilon \lg \dot{\epsilon}$	3930.85	1	3930.85	27.69	0.0134
T^2	53404.14	1	53404.14	376.24	0.0003
$(\lg \dot{\epsilon})^2$	3377.75	1	3377.75	23.80	0.0165
ϵ^2	18.99	1	18.99	0.1338	0.7388
$T^2 \lg \dot{\epsilon}$	2706.24	1	2706.24	19.07	0.0222
$T^2\epsilon$	26335.69	1	26335.69	185.54	0.0009
Residual	425.83	3	141.94	-	-
Lack of fit	425.83	1	425.83	-	-
Pure error	0.0000	2	0.0000	-	-
Cor total	249800	14	-	-	-

Note: F -homogeneity of variance test valve by F -test; P -probability value

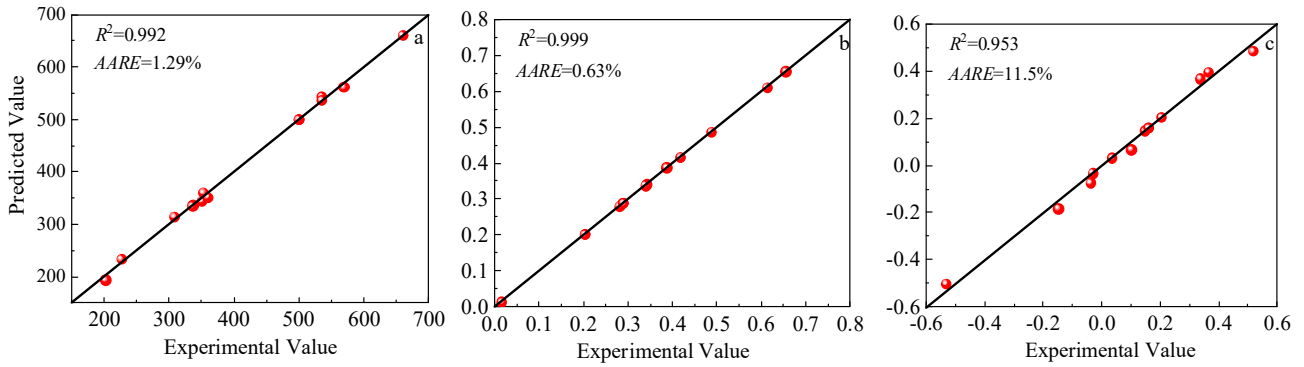


图 2 热变形激活能 Q , 功率耗散效率 η 和失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 的响应面模型预测值和实验值的比较

Fig.2 Comparison of predicted value by response surface model and experimental values for hot deformation activation energy Q (a), power dissipation efficiency η (b), and instability factors $\xi(\dot{\epsilon})$ (c)

表 6 功率耗散效率(η)的响应面模型方差分析结果

Table 6 Response surface model ANOVA results for power dissipation efficiency (η)

Source of variance	Sum of squares	Degree of freedom	Mean square value	F value	p value
Model	0.3608	11	0.0328	9717.46	0.0001
T	0.1877	1	0.1877	55609.56	<0.0001
$\lg \dot{\epsilon}$	0.0095	1	0.0095	2814.07	<0.0001
ϵ	0.0015	1	0.0015	443.19	0.0002
$T \lg \dot{\epsilon}$	0.0045	1	0.0045	1346.60	<0.0001
$T\epsilon$	0.0006	1	0.0006	169.60	0.0010
$\epsilon \lg \dot{\epsilon}$	0.0018	1	0.0018	524.04	0.0002
T^2	0.0311	1	0.0311	9222.31	<0.0001
$(\lg \dot{\epsilon})^2$	0.0006	1	0.0006	167.98	0.0010
ϵ^2	0.0008	1	0.0008	238.46	0.0006
$T^2 \lg \dot{\epsilon}$	0.0282	1	0.0282	8364.22	<0.0001
$T^2\epsilon$	0.0097	1	0.0097	2867.73	<0.0001
Residual	0.0000	3	0.0000	-	-
Lack of fit	0.0000	1	0.0000	-	-
Pure error	0.0000	2	0.0000	-	-
Cor total	0.3608	14	-	-	-

0.999 和 0.953, $AARE$ 分别为 0.63% 和 11.5%。2 个模型预测值和实验值的对比分别如图 2b 和 2c 所示。从图 2b 和 2c 可以看出, η 的响应面模型具有很高的预测精度, 而 $\xi(\dot{\epsilon})$ 的响应面模型预测精度稍差, 但其预测精度仍在工程应用可接受的范围。这说明, 采用响应面法预测多因素、多目标问题是可行的。类似地, Zhao 等学者采用响应面法建立了触变成形石墨烯纳米片增强 AZ91D 镁基纳米复合材料的螺杆转速和喷射速度^[51]和石墨烯纳米片含量和料筒温度^[52]与多目标(拉伸强度、伸长率、维氏硬度和孔隙率)的预测模型, 同样也获得了较好的预测精度。

2.2.2 响应曲面与等值线图

图 3 为 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金在不同变形工艺参数下热变形激活能 Q 的响应曲面和等值线图。从图 3 可以看出, 不同变形工艺参数之间的交互作用对热变形激活能 Q 的影响程度不同。从图 3a 和图 3b 可以看出, 当真应变一定时, 热变形激活能 Q 随应变速率的增加而减小; 其主要原因为应变速率越高, 产生的剪切应力越大, 位错运动被激活, 从而使得热变形激活能 Q 减小^[53]。随着变形温度的升高, 热变形激活能 Q 呈现出先增大后减小的趋势, 且这种趋势在低应变速率 (0.001 s^{-1}) 时更为明显, 最大值出现在 1373 K

表 7 失稳因子($\xi(\dot{\epsilon})$)的响应面模型方差分析结果

Table 7 Response surface model ANOVA results for instability factor ($\xi(\dot{\epsilon})$)

Source of variance	Sum of squares	Degree of freedom	Mean square value	F value	p value
Model	0.8280	11	0.0753	26.58	0.0103
T	0.5201	1	0.5201	183.66	0.0009
$\lg \dot{\epsilon}$	0.0153	1	0.0153	5.39	0.1030
ϵ	0.0126	1	0.0126	4.46	0.1251
$T \lg \dot{\epsilon}$	0.0034	1	0.0034	1.21	0.3516
$T \epsilon$	0.0017	1	0.0017	0.5855	0.4998
$\epsilon \lg \dot{\epsilon}$	0.0045	1	0.0045	1.59	0.2959
T^2	0.0157	1	0.0157	5.54	0.1000
$(\lg \dot{\epsilon})^2$	0.0198	1	0.0198	6.98	0.0775
ϵ^2	0.0041	1	0.0041	1.44	0.3156
$T^2 \lg \dot{\epsilon}$	0.0618	1	0.0618	21.84	0.0185
$T^2 \epsilon$	0.0164	1	0.0164	5.80	0.0952
Residual	0.0085	3	0.0028	-	-
Lack of fit	0.0085	1	0.0085	-	-
Pure error	0.0000	2	0.0000	-	-
Cor total	0.8365	14	-	-	-

附近。其主要原因为，Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金为难变形材料，当变形温度较低时，随着真应变的增加，流变应力增加；超过峰值应变后，随着真应变的进一步增加，流变应力明显减小，即材料出现了流变软化现象（见图 1），一般认为这种流变软化现象与变形热效应和温度效应有关；对于 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金而言，导热系数低，热变形过程中，变形热不能及时向周围环境释放，更易导致局部温度升高引起流变软化^[54-55]。当变形温度超过 1373 K 后，随变形温度的继续升高，原子动能增加，位错活性提高，晶粒之间的协调变形能力得到改善，动态软化效应增强，使得热变形激活能 Q 减小^[56]。从图 3c 和图 3d 可以看出，当应变速率一定时，真应变较小（0.3）时，随变形温度的升高，热变形激活能 Q 略有减小；真应变较大（0.7）时，随变形温度的升高，热变形激活能 Q 首先有所增大，超过 1373 K 后，随变形温度的进一步升高，热变形激活能 Q 又有所减小。从图 3e 和图 3f 可以看出，当变形温度一定时，热变形激活能 Q 随应变速率的增加有所减小，随真应变的增加有所增大。从图 3 还可以看出，激活能 Q 受变形温度/应变速率的交互作用影响最大（图 3a 和图 3b），应变速率/真应变的交互作用影响次之（图 3c 和图 3f），变形温度/真应变的交互作用影响最弱（图 3c 和图 3d）。

图 4 为 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金在不同变形工

艺参数下功率耗散效率 η 的响应曲面和等值线图。从图 4 可以看出，不同变形工艺参数之间的交互作用对功率耗散效率 η 的影响程度同样有所不同。功率耗散效率 η 受变形温度/应变速率的交互作用影响最大（图 4a 和图 4b），变形温度/真应变的交互作用影响次之（图 4c 和图 4d），应变速率/真应变的交互作用影响最弱（图 4e 和图 4f）。从图 4 还可以看出，Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的高功率耗散效率 η 主要出现在低应变速率、高变形温度区域。

图 5 为 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金在不同变形工艺参数下失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 的响应曲面和等值线图。从图 5 可以看出，不同变形工艺参数之间的交互作用对失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 的影响规律与对功率耗散效率 η 的影响规律基本一致，即，失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 受变形温度/应变速率的交互作用影响最大（图 5a 和图 5b），变形温度/真应变的交互作用影响次之（图 5c 和图 5d），应变速率/真应变的交互作用影响最弱（图 5e 和图 5f）。从图 5 还可以看出，变形过程中容易发生失稳的工艺参数主要集中在高应变速率、低变形温度区域。

2.2.3 变形工艺参数多目标优化

变形温度、应变速率和应变对塑性变形有重要影响，采用热力学第一定律和第二定律可以对其本质进行描述和分析^[57-59]。热变形激活能 Q 是材料热变形过程中需要克服的最小能量阈值，是表征材料高温塑性变形难易程度的重要参数， Q 值越小，意味热变形过

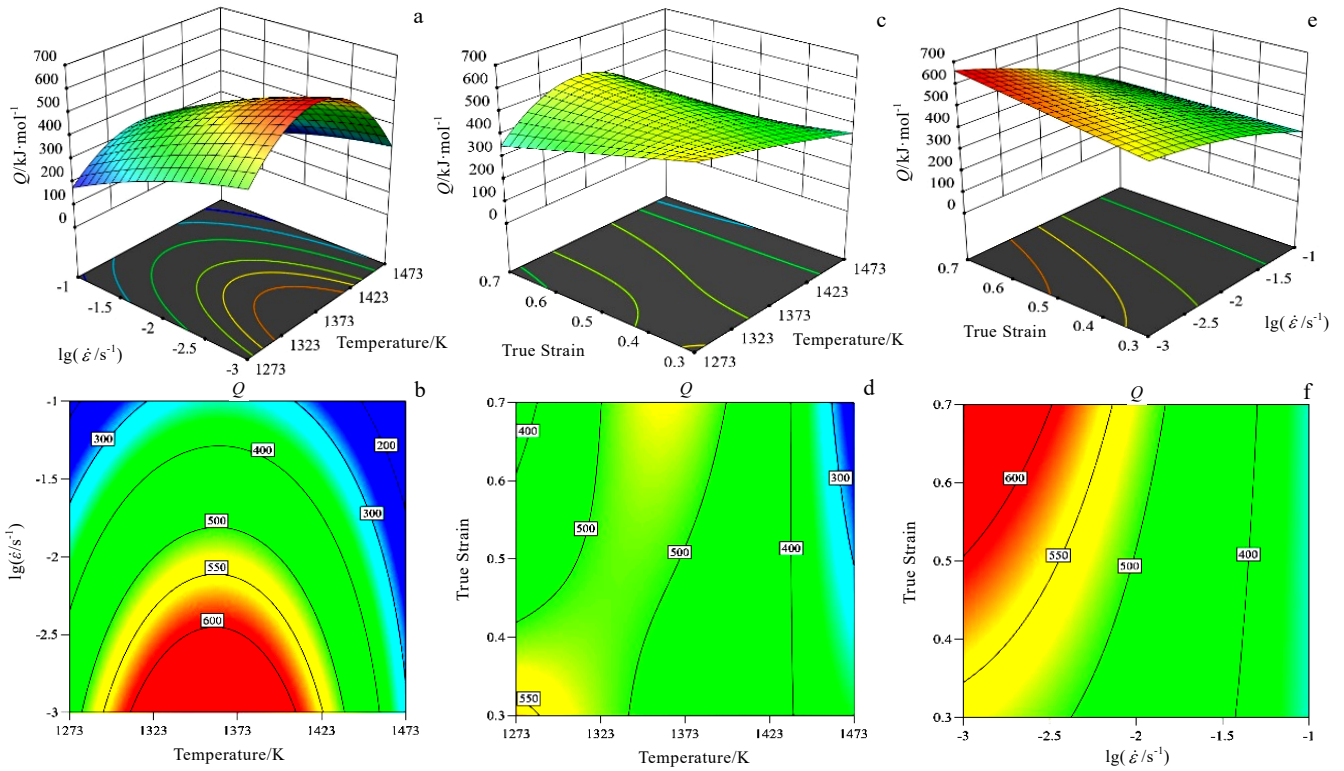


图 3 不同变形工艺参数下热变形激活能(Q)的响应曲面和等值线图

Fig.3 Response surfaces (a, c, e) and contour plots (b, d, f) of hot deformation activation energy (Q) under different process parameters: (a, b) $\epsilon=0.7$, (c, d) $\dot{\epsilon}=0.1 s^{-1}$, and (e, f) $T=1373$ K

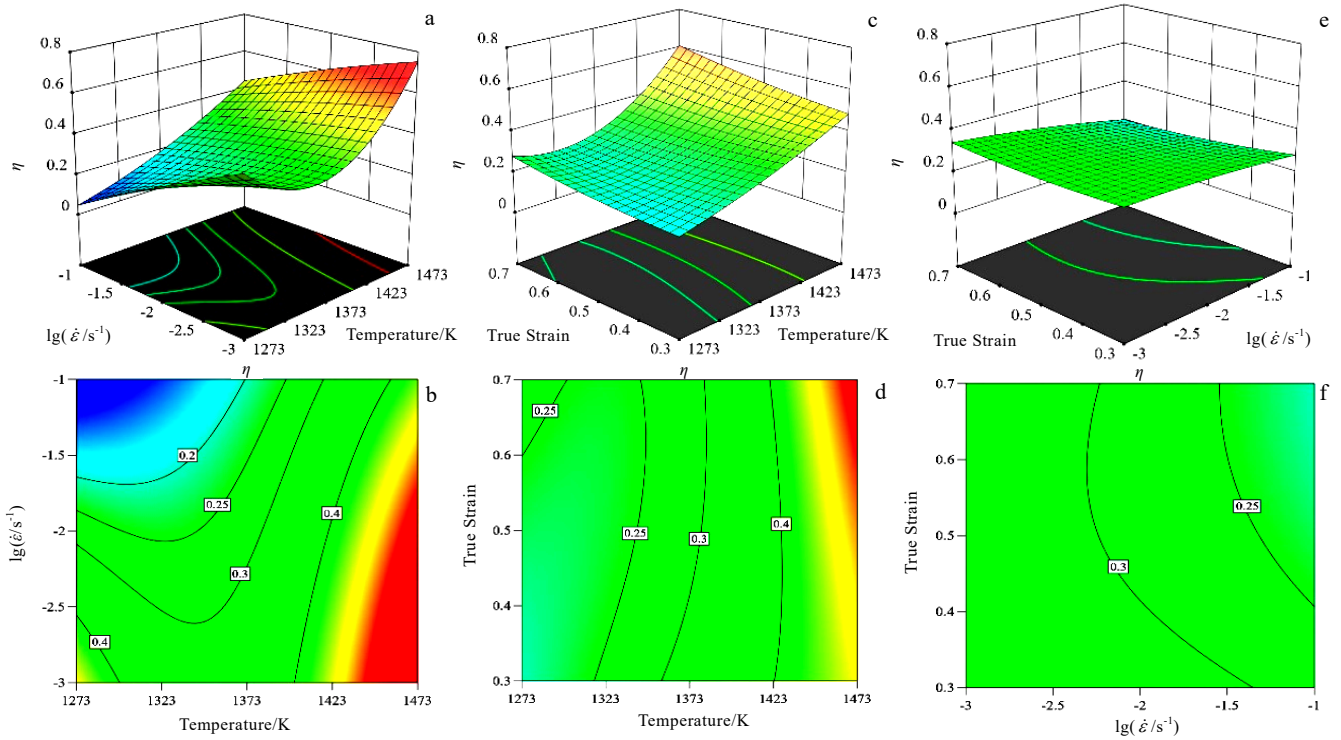


图 4 不同变形工艺参数下功率耗散效率(η)的响应曲面和等值线图

Fig.4 Response surfaces (a, c, e) and contour plots (b, d, f) of power dissipation efficiency (η) under different process parameters: (a, b) $\epsilon=0.7$, (c, d) $\dot{\epsilon}=0.1 s^{-1}$, and (e, f) $T=1373$ K

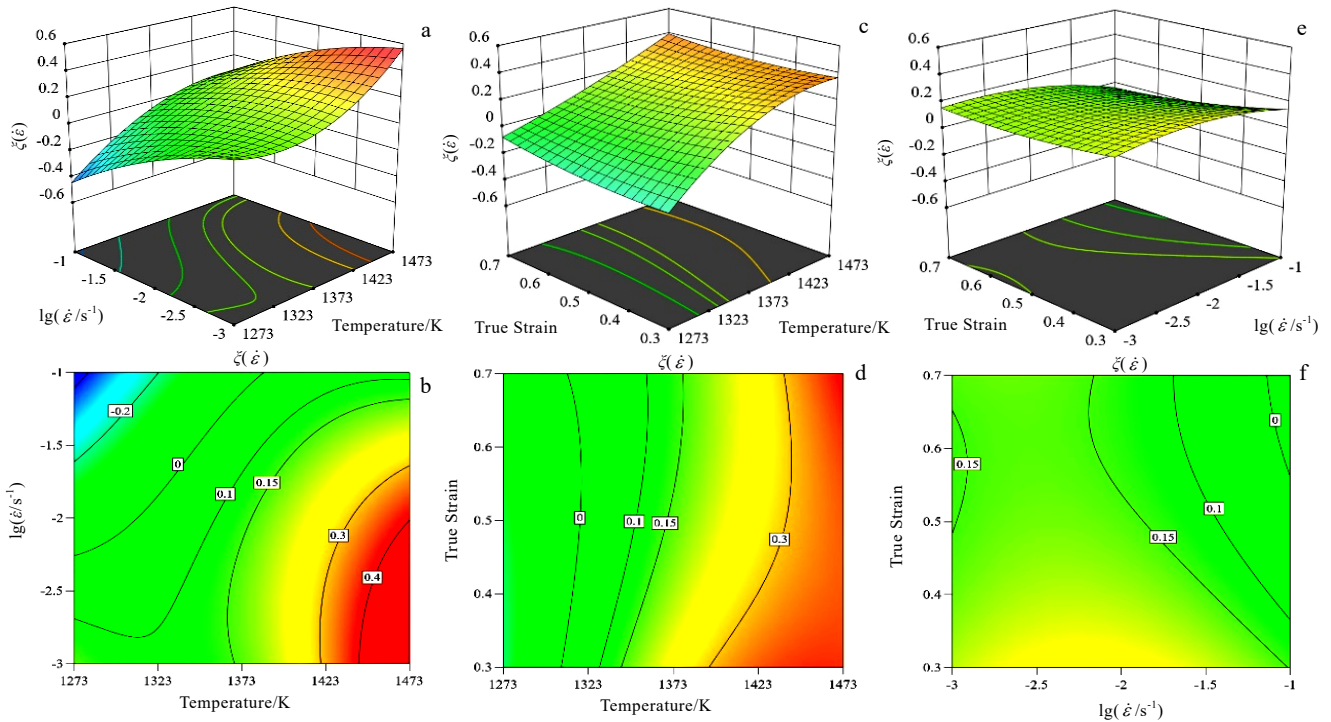


图 5 不同变形工艺参数下失稳因子($\xi(\dot{\epsilon})$)的响应曲面和等值线图

Fig.5 Response surfaces (a, c, e) and contour plots (b, d, f) of instability factor ($\xi(\dot{\epsilon})$) under different process parameters: (a, b) $\epsilon=0.7$, (c, d) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$, and (e, f) $T=1373 \text{ K}$

程越容易进行^[60-61]；功率耗散效率 η 的变化则反映了材料微观组织结构的动态变化，一般高 η 值区域对应着好的热变形区域；而失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 作为判断材料是否失稳的重要依据，可有效避免热变形过程中绝热剪切、局部流动等失稳现象的发生。综上所述，为了优化 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的变形工艺参数，本研究选择低热变形激活能 Q ，高功率耗散效率 η 和高失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 进行多目标优化。图 6 为 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金在真应变 0.7 时的多目标优化结果，最大期望值 0.8 附近对应着适宜的热变形区域（见斜线区域），其变形工艺参数范围为变形温度 1440~1473 K，应变速率 0.001~0.05 s⁻¹，其中的最佳变形工艺参数在 1473 K、0.001 s⁻¹ 附近。江丰建聪等^[17] 基于加工图方法优化出的 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的适宜变形工艺参数范围为：1273~1373 K、0.001~0.002 s⁻¹ 和 1373~1473 K、0.001~0.01 s⁻¹；其中最佳变形工艺参数分别大致在 1323 K、0.001 s⁻¹ 和 1448 K、0.001 s⁻¹ 附近。由此可见，本研究基于响应面法优化的变形工艺参数范围与基于加工图方法确定的变形工艺参数范围具有较好的一致性，只是本研究优化出的变形工艺参数窗口要更窄些，显然，这是因为本研究以同时获得低热变形激活能 Q ，高功率耗散

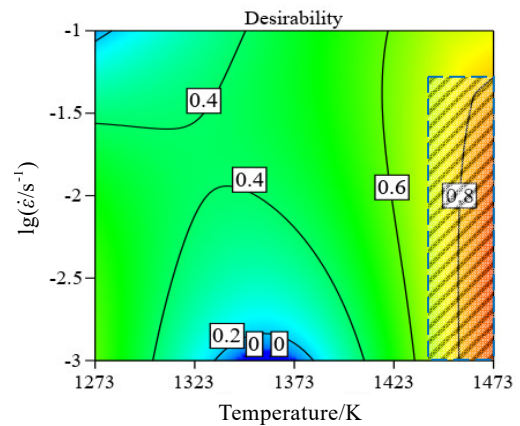


图 6 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金在真应变 0.7 时的多目标优化结果

Fig.6 Multi-objective optimization results for Laves phase NbCr₂/Nb two-phase alloy at true strain of 0.7

效率 η 和高失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 为目标的多目标优化所致。

2.2.4 微观组织验证

图 7 为应变 0.7，变形温度为 1473 K、应变速率为 0.001 s⁻¹ 时，Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的变形组织；该参数位于响应面多目标优化的最佳变形工艺条件下。从图 7a 可以看出，在 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相

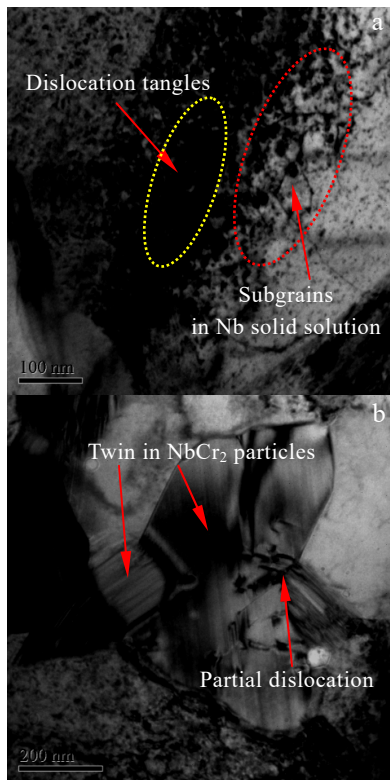


图 7 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金在 1473 K/0.001 s⁻¹ 条件下变形试样的 TEM 照片

Fig.7 TEM images of Laves phase NbCr₂/Nb two-phase alloy deformed at 1473 K/0.001 s⁻¹: (a) dislocation and subgrain in Nb solid solution and (b) twins and partial dislocations in Laves phase NbCr₂

合金的 Nb 固溶体中存在大量的位错及其缠结, 有些位错被激活使得位错缠结现象减弱, 位错壁变薄, 并进一步发展而形成了亚晶界, 这说明 Nb 固溶体发生了由位错滑移控制的动态回复现象。从图 7b 可以看出, 在 Laves 相 NbCr₂ 颗粒中出现了较多的孪晶。众所周知, 孪生也是金属材料常见的一种变形机制, 尤其对具有拓扑密排结构的 Laves 相 NbCr₂ 来讲是一种重要的塑性变形机制^[62-63]。孪生可改变晶体取向, 促进滑移, 改善塑性^[64-65]。Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金中出现的位错滑移和孪生两种变形机制, 能够较好地协调 Nb 固溶体相和 Laves 相之间的变形, 使软化过程进行得更为充分^[27,66]。这可能是该合金在 1473 K/0.001 s⁻¹ 条件下获得良好塑性加工能力的原因, 同时也证实了采用响应面多目标优化的变形工艺参数范围是正确的。

3 结 论

1) Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的流变应力对变

形温度和应变速率敏感, 其值随应变速率增加和变形温度降低显著升高。在 1323~1473 K/0.001 s⁻¹ 和 1423~1473 K/0.01 s⁻¹ 条件下, 流变应力曲线呈现稳态流动特征; 在 1273 K/0.001 s⁻¹, 1273~1373 K/0.01 s⁻¹ 和 1273~1473 K/0.1 s⁻¹ 条件下, 流变应力曲线呈现流动软化特征。

2) 在所研究的工艺范围内, Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的热变形激活能 Q 为 156.9963~659.3012 kJ/mol, 功率耗散效率 η 为 0.0130~0.8127, 失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 为 -0.6229~0.6359。3 个参数值随温度和应变速率的变化而存在较大的波动范围, 这意味着合金的塑性变形能力对工艺参数变化敏感。

3) 所建立的 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金热变形激活能 Q 、功率耗散效率 η 和失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 的响应面模型 p 值分别为 0.0007, 0.0001 和 0.0103, 决定系数 R^2 分别为 0.992, 0.999 和 0.953, 平均绝对相对误差 $AARE$ 分别为 1.29%, 0.63% 和 11.5%, 这说明所建立的响应面模型是显著的, 对 Q 、 η 和 $\xi(\dot{\epsilon})$ 的预测精度较高。

4) 变形工艺参数之间的交互作用对激活能 Q 的影响从大到小的顺序为: 变形温度/应变速率 > 应变速率/真应变 > 变形温度/真应变; 而变形工艺参数之间的交互作用对功率耗散效率 η 和失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 的影响规律基本一致, 即, 变形温度/应变速率 > 变形温度/真应变 > 应变速率/真应变。

5) 基于低热变形激活能 Q , 高功率耗散效率 η 和高失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 多目标优化获得的 Laves 相 NbCr₂/Nb 两相合金的适宜变形工艺窗口条件为 1440~1473 K 和 0.001~0.05 s⁻¹, 最佳变形工艺条件在 1473 K、0.001 s⁻¹ 附近。

参考文献 References

- [1] Tan Chaolin, Weng Fei, Sui Shang *et al.* *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2021, 170: 103804
- [2] Chan K S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1996, 27(9): 2518
- [3] Lu Shiqiang, Zheng Haizhong, Deng Liping *et al.* *Materials & Design*[J], 2013, 51: 432
- [4] Li Kewei(李克伟), Li Shuangming(李双明), Fu Hengzhi(傅恒志). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2011, 47(6): 661
- [5] Olena V, Frohmut R, Christian E. *Acta Materialia*[J], 2008, 56(18): 4984
- [6] Thoma D J, Nibur K A, Chen K C *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 329-331: 408
- [7] Huang Haitang, Li Guifa, Xiao Xuan *et al.* *Solid State*

- Communications*[J], 2022, 344: 114664
- [8] Fujita M, Kaneno Y, Takasugi T. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2006, 424: 283
- [9] Deng Liping, Lu Shiqiang, Tang Binbing. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2018, 47(1): 7
- [10] Yao Qiang(姚强), Zhang Yu(张羽), Sun Jian(孙坚). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2006, 42(8): 801
- [11] Kazantzis A V, Aindow M, Jones I P *et al.* *Acta Materialia*[J], 2007, 55: 1873
- [12] Takasugi T, Yoshida M M, Hanada S. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(2):669
- [13] Takasugi T, Yoshida M M, Hanada S. *Journal of Materials Research*[J], 1995, 10(10): 2463
- [14] Xiao Xuan(肖璇), Lu Shiqiang(鲁世强), Ma Yanqing(马燕青) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2007, 17(11): 1761
- [15] Deng Liping(邓莉萍), Lu Shiqiang(鲁世强), Yu Wen(虞文) *et al.* *Journal of Materials Science and Engineering(材料科学与工程学报)*[J], 2013, 31(5): 655
- [16] Wu Junkang(吴俊慷), Lu Shiqiang(鲁世强), Deng Liping(邓莉萍) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(8): 2835
- [17] Jiang Fengjiancong(江丰建聪), Lu Shiqiang(鲁世强), Wang Kelu(王克鲁) *et al.* *Journal of Plasticity Engineering(塑性工程学报)*[J], 2021, 50(7): 2541
- [18] Qiao Yanqiang, Li Maoyuan, Guo Xiping. *Surface and Coatings Technology*[J], 2014, 258: 921
- [19] Xiao Rui(肖瑞), Yang Ming(杨明), Huang Chaowen(黄朝文). *Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2019, 43(10): 1040
- [20] Chen Liwen(陈利文), Hou Hua(侯华), Jin Yuchun(靳玉春) *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2018, 47(4): 1174
- [21] Wu Daoxiang(吴道祥), Zhou Jie(周杰), Ma Pengcheng(马鹏程) *et al.* *Journal of Central South University, Science and Technology(中南大学学报, 自然科学版)*[J], 2017, 48(3): 601
- [22] Guo Lianggang, Dang Li, Yang He *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(7): 1902
- [23] Shen Zenan, Wu Rendong, Yuan Chaolong *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 10(1): 188
- [24] Takasugi T, Hanada S, Yoshida M. *Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 192-193: 805
- [25] Deng Liping(邓莉萍), Lu Shiqiang(鲁世强), Tang Binbing(汤斌兵) *et al.* *Journal of Plasticity Engineering(塑性工程学报)*[J], 2019, 26(1): 194
- [26] Kazantzis A V, Aindow M, Jones I P *et al.* *Acta Materialia*[J], 2007, 55(6): 1873
- [27] Deng Liping(邓莉萍). *Study on Thermal Stability and High Temperature Mechanical Properties of NbCr₂/Nb and NbCr₂/Cr Two Phase Alloys(NbCr₂/Nb 及 NbCr₂/Cr 两相合金的热稳定性和高温力学性能研究)*[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2018
- [28] Lu Cuiyuan, Wang Jin, Zhang Peize. *Journal of Materials Engineering and Performance Volume*[J], 2021, 30(10): 7668
- [29] Abdelghany A W, Matias J, Hamada A S *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 928: 167028
- [30] Zhang Hui, Jin Nengping, Chen Jianghua. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(3): 437
- [31] Medina S F, Hernandez C A. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(1): 137
- [32] Sumit G, Atef H, Madan P *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 20: 4097
- [33] Tang Jiaguo, Yi Youping, He Hailin *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 934: 167755
- [34] Prasad Y V R K, Rao K P, Sasidhara S. *Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps*[M]. OH: ASM International, Materials Park, 2015
- [35] Guo Shengli, Wu Shuaishuai, Guo Jiangtao *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2022, 74: 100
- [36] Lu Shiqiang(鲁世强), Li Xin(李鑫), Wang Kelu(王克鲁) *et al.* *Journal of Mechanical Engineering(机械工程学报)*[J], 2007, 43(8): 77
- [37] Quan Guozheng, Liang Jianting, Liu Yingying *et al.* *Materials & Design*[J], 2013, 52: 593
- [38] Wang Xingmao(王兴茂), Ding Yutian(丁雨田), Gao Yubi(高钰璧) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(1): 249
- [39] Prasad Y V R K, Gegel H L, Doraivelu S M *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1984, 15(10): 1883
- [40] Ziegler H. *Progress in Solid Mechanics*[M]. New York: Wiley Press, 1963
- [41] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(1-2): 82
- [42] Narayana Murty S V S. *Journal of Materials Science Letters*[J], 1998, 17: 1203
- [43] Niraj N, Gaurav S, Souza P M *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 825: 141855
- [44] Jiashi M, Scott S, Luo Alan A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 834: 142619
- [45] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. *International Materials Reviews*[J], 1998, 43(6): 243
- [46] Box G E P, Wilson K B. *On the Experimental Attainment of Optimum Conditions*[M]. New York: Breakthroughs in

- Statistics, 1992
- [47] Chen Liwen, Zhao Yuhong, Yan Feng *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 725: 673
- [48] Wang Lisha, Jiang Jinghua, Bassiouny S *et al.* *Metals and Materials International*[J], 2021, 27(12): 5095
- [49] Lu Cuiyuan, Shi Jing. *Journal of Cleaner Production*[J], 2022, 369: 133284
- [50] Gaurav S, Souza P M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 935(1): 167970
- [51] Chen Liwen, Zhao Yuhong, Li Muxi *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 804: 140793
- [52] Chen Liwen, Zhao Yuhong, Hou Hua *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 778: 359
- [53] Yin Xiaoyan(尹小燕), Liu Xingkai(刘兴凯), Ding Hongxiang(丁宏翔) *et al.* *Forging & Stamping Technology* (锻压技术)[J], 2021, 46(7): 221
- [54] Qin Shengxue, Liu Jie, Zhang Hongbin *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2016, 25(6): 2489
- [55] Ravindranadh B, Vemuri M. *Rare Metals*[J], 2022, 41: 2316
- [56] Shi Cangji, Mao Weimin, Chen X G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 571: 83
- [57] Chen Longqing, Zhao Yuhong. *Progress in Materials Science* [J], 2022, 124: 100868
- [58] Zhao Y H. *npj Computational Materials*[J], 2023, 94: 1
- [59] Gu Tao(顾涛), Zhang Shuaixin(张帅鑫), Zhao Yuhong(赵宇宏) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(12): 4224
- [60] Xiao Zhengbing, Wang Qiang, Huang Yuanchun *et al.* *Metals*[J], 2021, 11(2): 360
- [61] Long Jinchuan, Xia Qinxiang, Xiao Gangfeng *et al.* *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2021, 191: 106069
- [62] Deng Liping(邓莉萍), Lu Shiqiang(鲁世强), Tang Binbing(汤斌兵) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1476
- [63] Gao Fei, Li Shuangming, Li Kewei. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 826: 154130
- [64] Chen C Q, Hu G, Florando J N *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2013, 69(10): 709
- [65] Kalidindi S R. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 1998, 46(2): 267
- [66] Deng Liping, Lu Shiqiang, Tang Binbing *et al.* *International Journal of Materials Research*[J], 2018, 109(4): 301

Hot Deformation Behavior of Laves Phase NbCr₂/Nb Two-Phase Alloy and Optimization of Deformation Process Parameters Based on Response Surface Method

Wang Shuangjian, Lu Shiqiang, Wang Kelu, Deng Liping, Xiao Xuan, Zhang Kaiming
(School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: Laves phase NbCr₂/Nb two-phase alloy has attracted extensive research attention due to its potential as high temperature structural material. Based on the isothermal constant strain rate compression experimental data of the alloy at temperatures ranging from 1273 K to 1473 K and strain rates ranging from 0.001 s⁻¹ to 0.1 s⁻¹, the flow stress behavior of the alloy was analyzed, the thermal deformation activation energy Q , power dissipation efficiency η and instability factor $\xi(\dot{\epsilon})$ were calculated; response surface models with the deformation process parameters as input variables and Q , η and $\xi(\dot{\epsilon})$ as response targets were established, and the appropriate window conditions of deformation process parameters were obtained by multi-objective optimization. The results show that Laves phase NbCr₂/Nb two-phase alloy is a positive strain rate and negative temperature-sensitive material. The values of Q , η and $\xi(\dot{\epsilon})$ fluctuate within the range of 156.9963–659.3012 kJ/mol, 0.0130–0.8127 and –0.6229–0.6359, respectively, which indicates that the plastic deformation capacity of the alloy is sensitive to the change of process parameters. The established response surface models for Q , η and $\xi(\dot{\epsilon})$ high prediction accuracy with the determination coefficients R^2 reaching 0.992, 0.999 and 0.953, respectively, and the average absolute relative errors $AARE$ are 1.29%, 0.63% and 11.5%, respectively. The interaction order of deformation process parameters on Q (from large to small) is as follows: deformation temperature/strain rate>strain rate/true strain>deformation temperature/true strain, and the interaction order of deformation process parameters on η and $\xi(\dot{\epsilon})$ is basically the same, that is, deformation temperature/strain rate>deformation temperature/true strain>strain rate/true strain. Based on the multi-objective optimization of low Q , high η and $\xi(\dot{\epsilon})$, the appropriate deformation process window conditions are 1440–1473 K and 0.001–0.05 s⁻¹, and the optimal deformation process window condition is around 1473 K and 0.001 s⁻¹. Microstructure verification under the optimal deformation process conditions confirms the correctness of the deformation process window conditions obtained through multi-objective optimization.

Key words: Laves phase NbCr₂/Nb two-phase alloy; hot deformation activation energy; power dissipation efficiency; instability factor; response surface method; optimization of deformation process parameters