

# 超高 W 含量 NiW 中/重合金热加工行为研究

曹国鑫<sup>1,2</sup>, 董建新<sup>1</sup>, 张胜<sup>2</sup>, 姚志浩<sup>1</sup>, 解国良<sup>1</sup>, 聂志华<sup>3</sup>, 马腾飞<sup>4</sup>, 付宝全<sup>2</sup>

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

(2. 西安聚能高温合金材料科技有限公司, 陕西 西安 710299)

(3. 北京理工大学 材料学院, 北京 100081)

(4. 衢州学院 浙江省空气动力装备技术重点实验室, 浙江 衢州 324000)

**摘要:** 采用 Gleeble-1500D 研究了 Ni-42W-10Co-1Mo (质量分数, %) 中/重合金 (MHA) 在 1150~1300 °C 和应变速率 0.001~1 s<sup>-1</sup> 下流变行为和微观组织演化规律。结果表明, 该合金初始组织由面心立方基体和初生  $\sigma$  相构成。流变应力对变形温度和应变速率敏感, 在较高应变速率 1 s<sup>-1</sup> 下, 应力-应变曲线呈现出典型的动态回复软化特征, 而在较低应变速率 0.1~0.001 s<sup>-1</sup> 下变形应力-应变曲线呈现出典型动态再结晶软化特征。基于应力-应变曲线建立了 Arrhenius 本构方程, 并计算得到 Ni-42W-10Co-1Mo 合金热变形激活能为 446.2 kJ/mol。基于动态材料模型构建该合金热加工图, 发现在 1300 °C 高应变速率下存在失稳区。通过微观组织分析, 揭示其动态再结晶机制主要为不连续动态再结晶,  $\sigma$  相促进动态再结晶优先在其周围形核。最终优化获得了 Ni-42W-10Co-1Mo 合金最佳的热加工窗口: 1250~1300 °C, 应变速率 0.1~0.01 s<sup>-1</sup>。

**关键词:** 中重合金; 镍基合金; 热加工; 本构关系

**中图分类号:** TG132.3

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2024)05-1371-07

在国防、军工、石油勘探等特殊领域, 高性能重金属合金是必不可少的, 传统的重合金主要为高强度钢和高密度钨合金<sup>[1-3]</sup>。高强度钢的具有优异的力学性能, 然而其较低的密度 (约 7.8 g/cm<sup>3</sup>) 限制了其作为重金属的应用。高密度钨合金能够满足其密度上的要求, 但是其较差的塑性和较复杂的制备工艺限制了其广泛应用。

NiW 合金是近年来发展起来的一种新型高密度合金, 通过添加高含量 W 确保高密度的同时, 保留了一定 Ni 基体的韧性<sup>[4-6]</sup>。fcc 结构基体具有较多的滑移系, 在塑性加工过程中能够有效减少应力集中, 相比于 bcc 结构钨合金, NiW 合金展现出更优异的工艺性能。另外 NiW 合金也具有更优异的韧性, 特别是具有良好的抗冲击性能, 因此表现出极大的应用潜力<sup>[7-8]</sup>。通过微合金化方式, 在 NiW 合金中添加一定量的 Ta 和 Mo 元素等, 进一步地提高合金的强度<sup>[9-10]</sup>。另外, 添加 Co 元素后, 可以降低合金的层错能, 在变形过程中更易产生变形孪晶, 改善合金的加工性能。Zhao 等<sup>[11]</sup>设计的 Ni-37W-19Co 合金具有良好的强塑性, 室温屈服强度为 540 MPa, 延伸率为 50%。刘冠旗等<sup>[12]</sup>设计出一种新型高密度合金 NiW750, 该合金抗拉强度超过 1700 MPa, 动态流变应力高达 2250 MPa, 且在动态应变率为 1500~6000 s<sup>-1</sup> 冲击下

均未出现断裂。为了进一步提升 NiW 合金的密度和力学性能, 需要添加更高含量的 W, 其带来的问题主要是较多初生金属间化合物的形成而导致热加工困难, 这是迫切需要解决的关键问题。超高含量 W 的添加往往导致合金热变形抗力较大, 再结晶困难<sup>[13]</sup>。同时添加 Mo 和 Co 等元素后, 合金元素间的交互作用引起迟滞扩散效应, 原子扩散能力减弱, 动态再结晶将更加困难。Zhao 等人<sup>[14]</sup>研究了 Ni-37W-19Co 合金在 1000~1300 °C 和 0.01~5 s<sup>-1</sup> 条件下的流变行为, 发现超高含量 W 抑制了不连续动态再结晶行为, 同时提高了变形激活能, 导致动态再结晶困难。高密度 NiW 合金动态再结晶行为主要是不连续动态再结晶机制, 也表现为连续动态再结晶与不连续动态再结晶混合机制<sup>[15-17]</sup>。另外, 粗大的铸态枝晶组织, 严重的元素偏析, 以及大量金属间化合物的形成, 导致加工过程中容易开裂。这种现象在大尺寸铸锭中更为突出, 其枝晶更是达到毫米级别, 元素偏析问题更加严重, 这导致合金具有更差的热加工性能。

本实验主要研究经高温扩散退火后的粗晶 Ni-42W-10Co-1Mo 合金的热变形行为及组织演化规律, 根据 Arrhenius 本构方程计算该合金热变形激活能, 并基于动态材料模型构建热加工图, 预测和优化热加工工艺。通

收稿日期: 2023-12-08

基金项目: 国家自然科学基金 (51771016)

作者简介: 曹国鑫, 男, 1988 年生, 博士生, 高级工程师, 北京科技大学, 北京 100083, 电话: 029-86514524, E-mail: cgx\_ustb@163.com

通过分析热变形组织演变规律来揭示动态再结晶机制，并结合热加工图来确定合适的热加工窗口，为新型 NiW 中/重合金热加工工艺的制定提供实验数据和参考。

## 1 实验

实验选用真空感应熔炼 (VIM) + 真空电弧重熔 (VAR) 熔炼的 Ni-42W-10Co-1Mo 合金铸锭，经 1195 °C 多级高温扩散退火处理 168 h。采用线切割在铸锭 1/2 半径处取金相试样和尺寸为  $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$  的热压缩样，两端磨光后在 Gleeble-1500D 试验机上进行热压缩模拟实验，变形温度为 1150、1200、1250 和 1300 °C；应变速率为 0.001、0.01、0.1 和  $1 \text{ s}^{-1}$ ，变形量为 60% (真应变约为 0.9)。在压缩前，试样两端涂抹石墨乳并使用石墨片进行润滑。所有样品均以  $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$  升温到预设变形温度，保温 5 min，以保证样品内部温度均匀。变形结束后样品迅速水冷以保留变形组织。

为了观察热压缩后变形组织，热压缩样品纵剖对半切开，通过光学显微镜 (OM, Leica MPS30) 和电子背散射衍射 (EBSD, HITACHI SU8010) 研究变形组织。采用机械研磨和机械抛光对样品进行处理，然后采用 5 g  $\text{CuCl}_2 + 100 \text{ mL HCl} + 100 \text{ mL C}_2\text{H}_5\text{OH}$  溶液进行化学腐蚀，然后观察变形组织。对 EBSD 样品机械抛光后进行震动抛光处理 2 h，EBSD 扫描步长设置为 0.2~1  $\mu\text{m}$ 。

使用 HKL Channel 5 软件对 EBSD 数据进行分析。

## 2 结果与讨论

### 2.1 初始组织

图 1 为经高温扩散退火处理后的 Ni-42W-10Co-1Mo 合金微观组织，形成了明显的条带组织，枝晶干为粗大晶粒，枝晶间残留析出相。这些析出相主要是在凝固过程中形成的一次析出相，在高温均匀化退火过程中不完全回溶残留下来。采用 SEM 对残留析出相进行分析，由面扫结果可以发现，残留的颗粒状析出物主要是富 W 的  $\sigma$  相，类似结果也在 NiW 合金中也有报道<sup>[12]</sup>。

### 2.2 流变行为

图 2 所示为 Ni-42W-10Co-1Mo 合金在不同热变形条件下的应力-应变曲线。在初始变形阶段，流变应力迅速增加，晶体结构发生严重的畸变，同时因位错运动而诱发位错堆积和缠结，表现出加工硬化特征。随着变形的进行，应力逐渐达到峰值，随后发生软化现象，最终软化和硬化达到动态平衡。其峰值应力随着温度的升高以及应变速率的降低而降低，这是由于高温和低应变速率条件下位错运动更容易并且有充分的时间运动和湮灭<sup>[18]</sup>。通过对比分析发现，在应变速率为  $1 \text{ s}^{-1}$  条件下流变应力达到峰值后保持不变，表现出典型的动态回复软化特征。随着应变速率的降低，流变应力在到达峰值应力后逐渐降低，呈现出典型的动

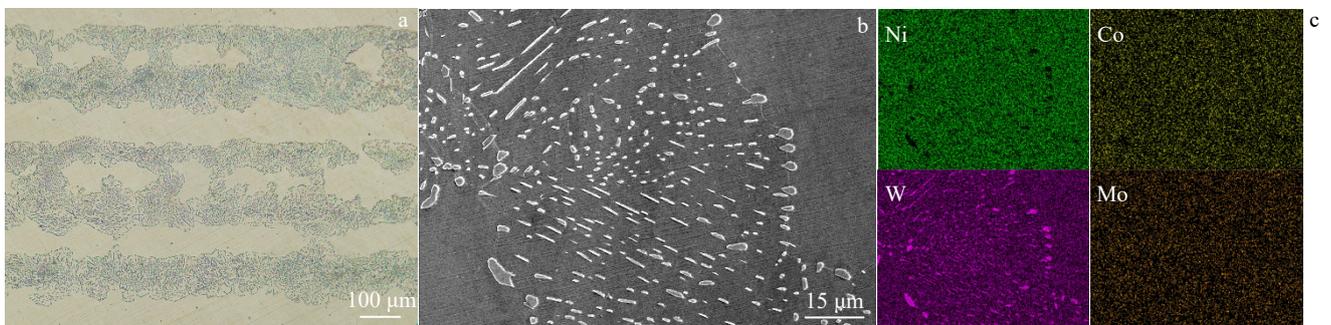


图 1 Ni-42W-10Co-1Mo 合金初始组织

Fig.1 Initial microstructure of Ni-42W-10Co-1Mo alloy: (a) OM image, (b) SEM image and (c) element mapping

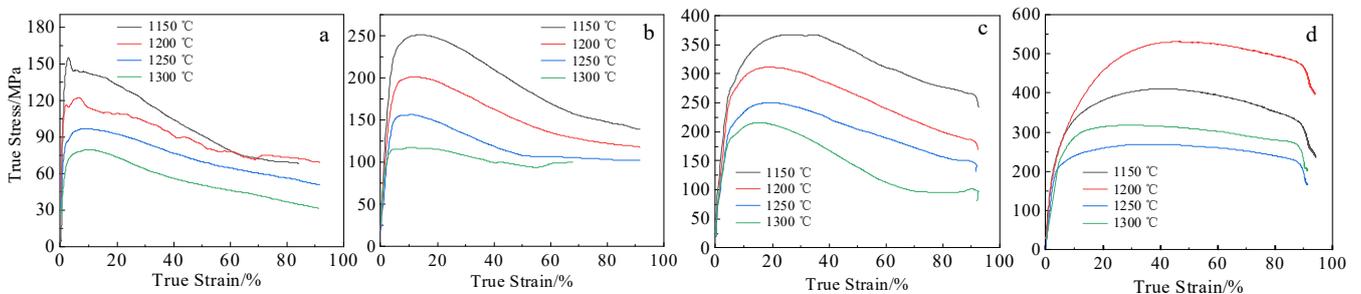


图 2 Ni-42W-10Co-1Mo 合金不同温度和不同应变速率热压缩应力-应变曲线

Fig.2 True stress-strain curves of Ni-42W-10Co-1Mo alloy deformed at different temperatures and strain rates: (a)  $0.001 \text{ s}^{-1}$ , (b)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ , (c)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , and (d)  $1 \text{ s}^{-1}$

态再结晶软化特征。达到峰值应变后合金内部累计的畸变能成为动态再结晶形核的驱动力，动态再结晶被激活，导致合金发生软化。由于在  $1\text{ s}^{-1}$  应变速率的条件下，动态再结晶来不及发生，最终位错增殖与位错消耗达到平衡，因此合金应力曲线趋于平缓，软化机制为动态回复<sup>[19]</sup>。同时峰值应变也随着应变速率的降低以及变形温度升高而减小，这意味着动态再结晶更早被激活。在较低应变速率下，动态再结晶有充分的时间形核和长大，因此能够促进动态再结晶的发生，另外提高变形温度降低了再结晶临界驱动力，促进了流变软化<sup>[20]</sup>。

### 2.3 热变形本构方程

热变形过程可以被视为一个热激活过程，合金的流变应力与变形条件之间是密切相关的。通过构建合金的热变形本构方程，可以预测热变形过程中材料的流变应力。Sellars 和 Mc Tegart 等<sup>[21]</sup>建立的 Arrhenius 方程已被广泛地用来描述材料热变形过程中流变应力  $\sigma$ （峰值应力）和变形温度  $T$ 、应变速率  $\dot{\epsilon}$  之间的关系。该方程如下所示：

$$\dot{\epsilon} = A f(\sigma) \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

$$f(\sigma) = \begin{cases} \sigma^{n_0} & (\alpha\sigma < 0.8) \\ \exp(\beta\sigma) & (\alpha\sigma > 1.2) \\ [\sinh(\alpha\sigma)]^n & (\text{For all } \sigma) \end{cases} \quad (2)$$

式中  $A$ 、 $\alpha$ 、 $\beta$  和  $n_0$  为材料常数，其中  $\alpha = \beta/n_0$ ， $n$  为应力指数， $R$  为气体常数 ( $8.314\text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ )， $Q$  为热变形激活能，代表了热变形行为的难易程度。

将公式 (2) 带入公式 (1) 中，并对公式 (1) 取对数，可得：

$$\ln \dot{\epsilon} = G + n_0 \ln \sigma \quad (\alpha\sigma < 0.8) \quad (3)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = H + \beta\sigma \quad (\alpha\sigma > 1.2) \quad (4)$$

通过将应变速率与峰值应力值代入式 (3) 和式 (4) 中进行线性拟合，如图 3a 和图 3b 所示，得到  $\ln \dot{\epsilon}$ - $\sigma$  和  $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln \sigma$  的线性关系，拟合得到  $n_0=5.3800675$ ， $\beta=0.0246425$ ， $\alpha=\beta/n_0=0.00458$ 。

在所有应力状态下对式 (1) 取对数得：

$$\ln \dot{\epsilon} + Q/RT = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (5)$$

对式 (5) 分别求  $\ln \dot{\epsilon}$  和  $1/T$  的偏微分得到：

$$Q = R \left| \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right| \left| \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \ln(1/T)} \right| \quad (6)$$

将  $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  与  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1000/T$  进行线性回归如图 3c 和图 3d 所示，得到斜率  $n=3.9639$ ， $\left[ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \ln(1/T)} \right] = 13.5394$ ，最后计算得到热变形激活能为  $Q=446.2\text{ kJ/mol}$ 。

Zener-Hollomon 参数  $Z$  用于描述变形温度与应变速率的关系，可以用下列表达式描述：

$$Z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (7)$$

两边取对数得到：

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (8)$$

图 4 显示拟合结果与实际结果吻合较好，说明得到的本构方程能够很好地预测真实流变应力。拟合得到直线截距  $\ln A = 31.5484$  以及斜率  $n = 3.9275$ ，可以求出  $A = 5.03 \times 10^{13}$ 。最终得到本构方程为：

$$\dot{\epsilon} = 5.03 \times 10^{13} [\sinh(0.00458\sigma)]^{3.9275} \exp(-446233/RT) \quad (9)$$

### 2.4 热加工图

热加工图可以用来预测不同热变形条件下合金的热变形行为，获得材料热加工窗口，同时还可以分析塑性失稳的原因，避免加工时缺陷的发生。热加工图主要分为两大类：一种是基于原子理论模型的 Raj 加工图，一种是基于动态材料模型的 DMM 加工图<sup>[22]</sup>。Prasad 等人根据大塑性变形连续介质力学、物理系统模拟和不可逆热力学理论建立了动态材料模型，将设备、模具和工件视为一个热力学封闭系统。在给定的应变率下，瞬时输入功率  $P$  的耗散分为两部分：耗散量  $G$  是塑性变形产生的热量以及小部分转变为晶体缺陷能；另一部分耗散协量  $J$  是组织演变所消耗的能量，并且可以用应变速率  $\dot{\epsilon}$  和流变应力  $\sigma$  的函数表示：

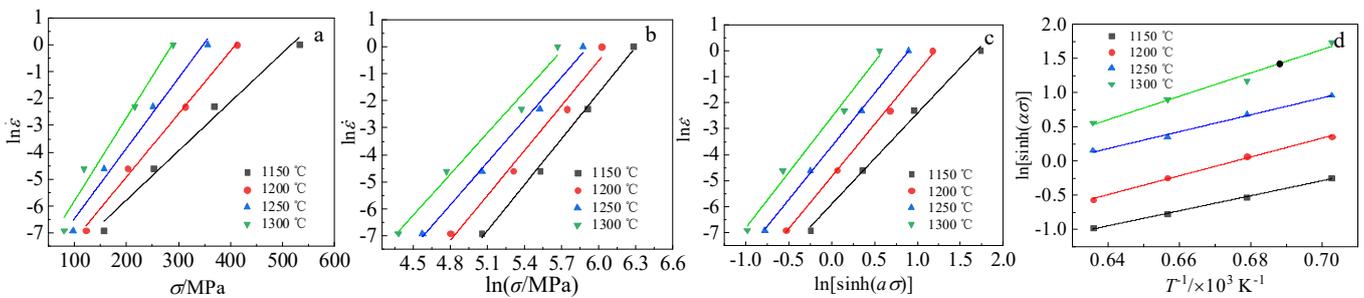


图 3  $\ln \dot{\epsilon}$  - $\sigma$ ， $\ln \dot{\epsilon}$  - $\ln \sigma$ ， $\ln \dot{\epsilon}$  - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ ， $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1000/T$  关系曲线

Fig.3 Relationship curves of  $\ln \dot{\epsilon}$  - $\sigma$  (a),  $\ln \dot{\epsilon}$  - $\ln \sigma$  (b),  $\ln \dot{\epsilon}$  - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  (c) and  $[\sinh(\alpha\sigma)]-1000/T$  (d)

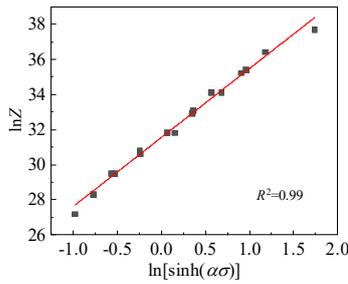


图 4 lnZ 和 ln[sinh(ασ)] 的关系

Fig.4 Relationship between lnZ and ln[sinh(ασ)]

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (10)$$

这 2 种能量所占比例由材料应变敏感率指数  $m$  决定，耗散协量  $J$  可以表示为：

$$J = m/(m+1) \sigma \dot{\epsilon} \quad (11)$$

当  $m=1$  时，材料处在理想线性耗散状态，耗散协量达到最大值  $J_{\max} = \frac{\sigma \dot{\epsilon}}{2}$ ，耗散协量  $J$  与最大耗散协量  $J_{\max}$  的比值称为耗散效率因子，表示材料成型过程中显微组织演变所消耗的能量同线性耗散能量的比例关系：

$$\eta = J/J_{\max} = 2m/(m+1) \quad (12)$$

耗散效率因子随温度和应变速率变化的等高线图构成了功率耗散图。由于在变形过程中存在各种损伤机制（空洞、楔形开裂）以及组织变化，这些都消耗能量。因此通过观察组织以及功率耗散图可以分析不同区域的热变形机制。

为预测金属变形过程中的失稳现象，Prasad 根据大塑性流变不可逆热力学的极值原理，提出高温变形流动失稳判据，当满足该判据时，表明发生塑性变形失稳。该判据常用于金属材料高温变形中的失稳分析，失稳准则如下：

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln(m/m+1)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (13)$$

将动态材料模型以及塑性失稳判断准则叠加到一起，得到了 Ni-42W-10Co-1Mo 合金热加工图，如图 5 所示。图 5a 右上角阴影区域（1300 °C 高应变速率）为失稳区域，安全区域的耗散因子在 0.21~0.36 区间。图 5b 中未发现失稳区域，安全区域的耗散因子在 0.33~0.46 区间。热加工图结果与试样实际变形宏观外貌一致，试样均未发现开裂，由此也反映了 NiW 合金良好的热加工性能。在较低应变速率下 ( $<0.1 \text{ s}^{-1}$ )，不同温度下合金耗散因子均大于 0.3，表明在这个区间内合金的软化机制以动态再结晶为主。在较高应变速率下 ( $1 \text{ s}^{-1}$ )，耗散因子较小则软化机制主要以动态回复为主，结果与热压缩流变曲线对应。在图 5a 中 1200 °C 低应变速率区间以及 1300 °C/0.01  $\text{s}^{-1}$  区间内其耗散因子到达最高，表明组织发生了明显转变。另外，随着变形量增大，高耗散因子区左移，且耗散因子显著提高。这是由于在大变形量下，合金内部应变储能增加，促进组织转变。

### 2.5 热变形组织演变

图 6 为不同热变形条件下热变形组织，变形组织为非均匀组织，基体沿压缩方向被拉长，初始组织转变为条带状组织。深色带状区域为析出相富集区，同时深色带内存在大量细小的等轴晶粒。在应变速率为  $1 \text{ s}^{-1}$  不同变形温度下，白色区域内均未发现动态再结晶晶粒。随着应变速率降低，再结晶晶粒体积分数不断增加。在 1200 °C/0.001  $\text{s}^{-1}$  变形条件下，组织完全转变为等轴组织，即发生完全的动态再结晶。随着温度升高以及应变速率降低，动态再结晶晶粒不断长大。在 1300 °C/0.001  $\text{s}^{-1}$  变形条件下，条带内析出相大量回溶，钉扎效果减弱，晶粒尺寸迅速长大。析出相的回溶对应热加工图中高耗散因子区域（1300 °C/0.01  $\text{s}^{-1}$  区间）。

为进一步分析 Ni-42W-10Co-1Mo 合金的动态再结晶行为，选取 1200 °C 不同应变速率 ( $0.1 \sim 0.001 \text{ s}^{-1}$ ) 试样进行 EBSD 分析。如图 7a1~7c1 所示，热变形后

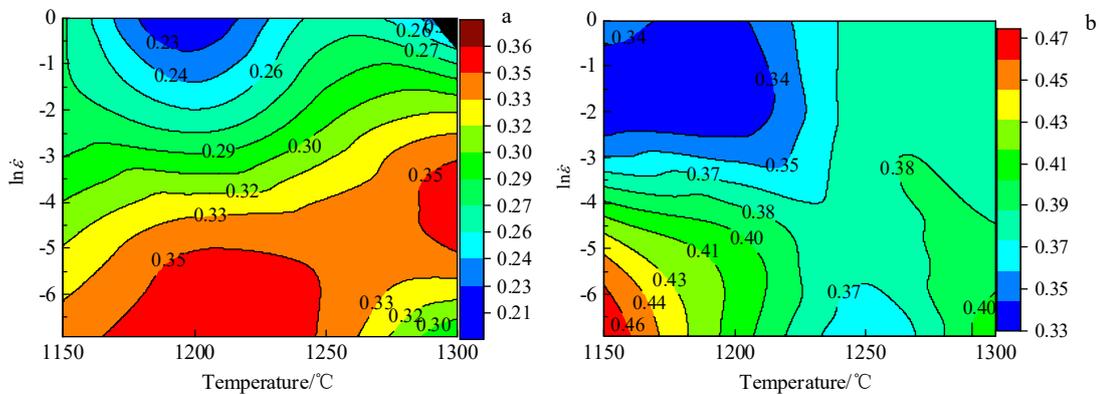


图 5 Ni-42W-10Co-1Mo 合金不同应变下的热加工图

Fig.5 Hot processing maps of Ni-42W-10Co-1Mo alloy at different strains: (a) peak strain and (b)  $\epsilon=40\%$

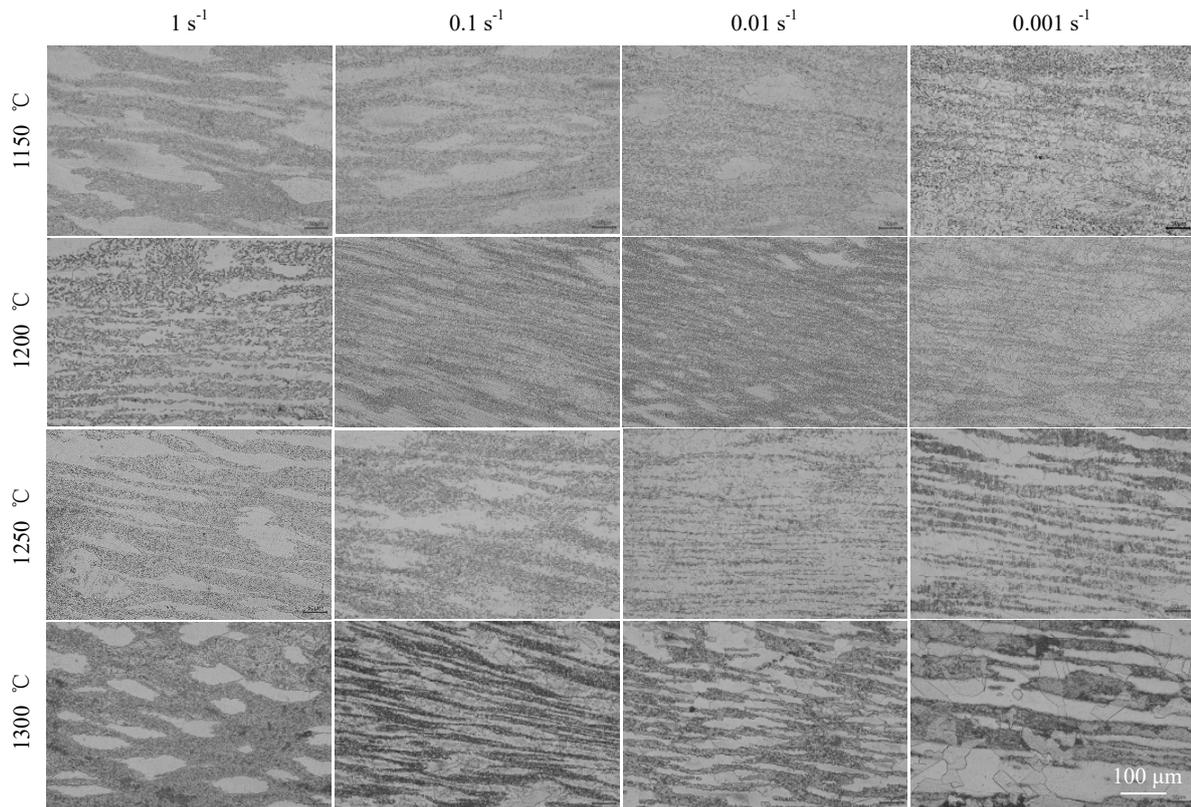


图 6 不同热变形条件下 Ni-42W-10Co-1Mo 合金变形组织

Fig.6 Microstructural evolution of Ni-42W-10Co-1Mo alloy under different deformation temperatures and strain rates

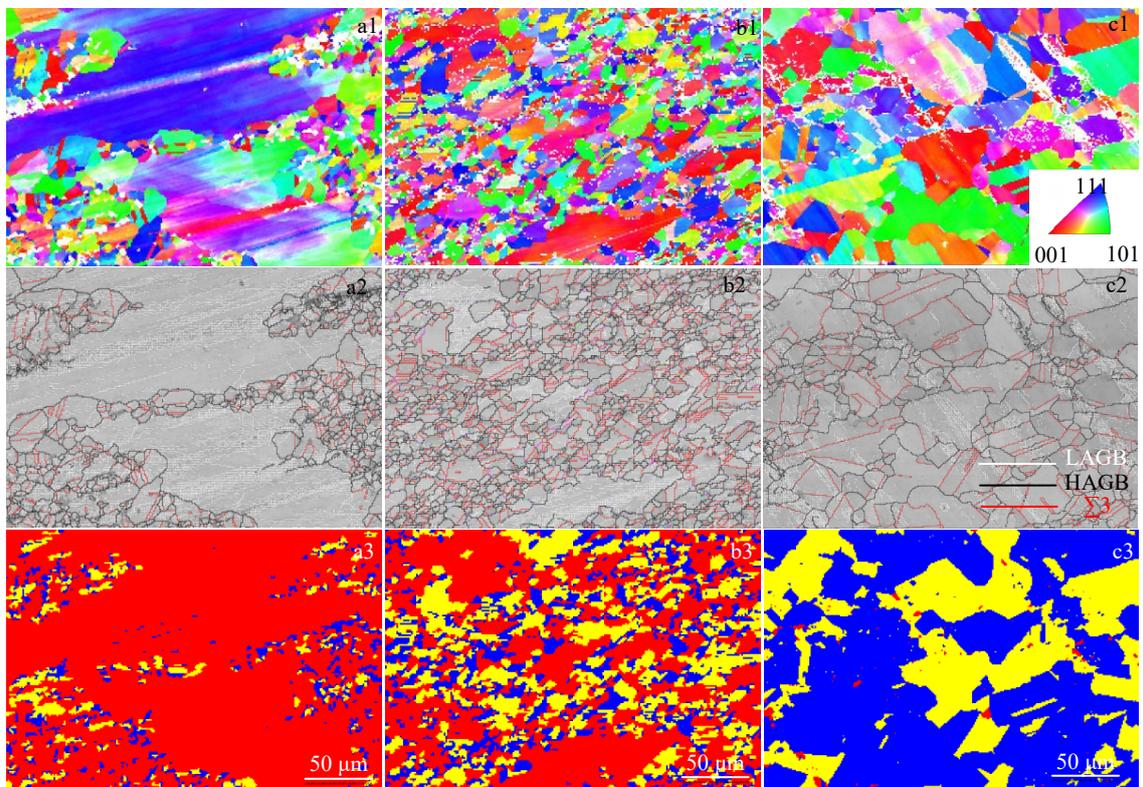


图 7 Ni-42W-10Co-1Mo 合金在 1200 °C 不同应变速率下变形 EBSD 结果

Fig.7 Inverse pole figure map (a1, b1, c1), grain boundary maps (a2, b2, c2), and grain average misorientation (a3, b3, c3) of the Ni-42W-10Co-1Mo alloy deformed at 1200 °C under different strain rates: (a) 0.1 s<sup>-1</sup>, (b) 0.01 s<sup>-1</sup> and (c) 0.001 s<sup>-1</sup>

表 1 再结晶情况统计表

Table 1 Statistics results of recrystallization

Deformation condition	Recrystallization ratio/%	Substructure ratio/%	Unrecrystallized ratio/%	Grain size/ $\mu\text{m}$
1200 °C/0.1 s <sup>-1</sup>	7	6.7	86.3	6.8
1200 °C/0.01 s <sup>-1</sup>	20.4	28.6	51	8.3
1200 °C/0.001 s <sup>-1</sup>	64.7	34.8	0.5	14.5

初始晶粒发生扭转变形，最终未发生动态再结晶晶粒主要沿<001>取向分布。图中白色噪点为析出相区域，呈条带分布，且周围区域由大量具有随机取向的细小晶粒组成。从晶粒平均取向差图 7a3~7c3 看出，这些细小晶粒是动态再结晶形成的晶粒（蓝色为再结晶晶粒，黄色为亚晶粒，红色为未再结晶晶粒）。从表 1 统计结果可以看出，随着应变速率的降低，再结晶晶粒体积分数不断增加，晶粒尺寸不断增大。由于在变形过程中，析出相周围率先产生应力集中，因此动态再结晶优先在析出相附近形核，通过不断消耗变形组织而不断长大。然而，析出相的钉扎作用阻碍了晶粒生长，最终获得析出相和细小动态再结晶晶粒组成的条带组织。基体区域主要发生动态回复。低层错能合金动态再结晶主要以原始晶界形核引起的不连续动态再结晶为主<sup>[23]</sup>。W 和 Co 元素的添加可以进一步降低 Ni 基合金的层错能，因此该合金与传统低层错能合金类似，其动态再结晶机制主要为不连续动态再结晶，这个现象在相关研究中已有报道<sup>[24]</sup>。另外图 7a2~7b2 中可以看出再结晶晶粒内部存在大量退火孪晶（黑线为大角度晶界 HAGB，白线为小角度晶界 LAGB，红线为  $\Sigma 3$  孪晶晶界），这主要是由低层错能导致的。在未再结晶晶粒内部存在少量小角度晶界，说明未再结晶晶粒存在较大应变能。

根据热加工图结合不同变形条件下的微观组织演化结果，确定了 Ni-42W-10Co-1Mo 合金最优的加工区间为 1250~1300 °C，应变速率 0.1~0.01 s<sup>-1</sup>。

### 3 结 论

1) Ni-42W-10Co-1Mo 合金流变应力对变形温度和应变速率敏感，在高应变速率（1 s<sup>-1</sup>）下主要以动态回复软化机制为主，而在低应变速率下主要以动态再结晶软化机制为主。

2) 计算得到 Ni-42W-10Co-1Mo 合金热变形激活能为 446.2 kJ/mol，本构关系方程为：  
 $\dot{\epsilon} = 5.03 \times 10^{13} [\sinh(0.00458\sigma)]^{3.9275} \exp(-446233 / RT)$ 。

3) Ni-42W-10Co-1Mo 合金的动态再结晶机制主要为晶界开始的不连续动态再结晶。初始析出相促进了不连续动态再结晶的发生。由于超高含量 W 元素的添加，在较高应变速率下不连续动态再结晶被抑制，动态回复软化机制被激活。

4) 根据热加工图结合不同变形条件下的微观组织演化结果，确定了 Ni-42W-10Co-1Mo 合金最优的加工区间为 1250~1300 °C，应变速率 0.1~0.01 s<sup>-1</sup>。

### 参考文献 References

- [1] Chen J, Bao K, Zhang X F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 811: 141003
- [2] Zhou S C, Jian R Z, Liang Y J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 859: 157796
- [3] Zhang Lei(张磊), Huang Yufeng(黄宇峰), Chen Xun(陈逊) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2021, 31(7): 1747
- [4] Zhao P, Yang S F, Liu W *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 894: 162464
- [5] Xie G L, Xue W L, Fu Y L *et al. Metals*[J], 2021, 11(11): 1755
- [6] Xie Y L, Zhao X, Zheng L *et al. Materials Research Express*[J], 2022, 9(3): 036515
- [7] Hafizoglu H, Durlu N. *International Journal of Impact Engineering*[J], 2018, 121: 44
- [8] Wang K, Hu F, Zhou S B *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24: 5449
- [9] Pan C Z, Hu J H, Li Z F *et al. Materials Characterization*[J], 2023, 204: 113229
- [10] He M R, Zhang R P, Dhall R *et al. Materials Research Letters*[J], 2023, 11(10): 879
- [11] Zhao P, Zheng L, Yang S F *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 13: 2459
- [12] Liu Guanqi(刘冠旗), Wang Chunxu(王春旭), Liu Shaozun(刘少尊) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2019, 47(8): 154
- [13] Wen Z H, Hu Y L, Chen W M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 896: 163061
- [14] Zhao X, Lv J J, Liu H L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 950: 169937
- [15] Jia Zhi(贾智), Yu Lidan(俞丽丹), Wei Baolin(魏保林) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(2): 461
- [16] Qin Heyong(秦鹤勇), Li Zhentuan(李振团), Zhao Guangpu(赵光普) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(11): 4227

- [17] Guo S L, Wu S S, Guo J T *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2022, 74: 100
- [18] Wang Fa(王 法), Jiang He(江 河), Dong Jianxin(董建新). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(1): 245
- [19] Deng Yuewu(郑跃武), Chu Zhibing(楚志兵), Li Yajie(李亚杰) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(6): 2063
- [20] Wang Tao(王 涛), Wan Zhipeng(万志鹏), Li Zhao(李 钊) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 56(2): 182
- [21] Sellars C M, McTegart W J. *Acta Metallurgica*[J], 1966, 14(9): 1136
- [22] Chen Tiantian(陈天天), Shi Chenqi(施晨琦), Ning Zheda(宁哲达) *et al.* *Materials Reports*(材料导报)[J], 2022, 36(S1): 416
- [23] Hunag K, Loge R E, *Materials & Design*[J], 2016, 111(5): 548
- [24] Zhao Xin(赵 鑫). *Hot Working Process Optimization and Precise Microstructure Control of a Novel High-Density Ni-Based Alloy*(新型高密度镍基合金热加工工艺优化与微观组织精准调控研究)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2023

## Hot Workability of NiW Medium/Heavy Alloys with Ultra-high W Content

Cao Guoxin<sup>1,2</sup>, Dong Jianxin<sup>1</sup>, Zhang Sheng<sup>2</sup>, Yao Zhihao<sup>1</sup>, Xie Guoliang<sup>1</sup>, Nie Zhihua<sup>3</sup>, Ma Tengfei<sup>4</sup>, Fu Baoquan<sup>2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Xi'an Superalloy Technology Co., Ltd, Xian 710299, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

(4. Key Laboratory of Air-driven Equipment Technology of Zhejiang Province, Quzhou University, Quzhou 324000, China)

**Abstract:** The flow behavior and microstructural evolution of a high-density Ni-42W-10Co-1Mo (wt%) alloy were investigated at 1150-1300 °C under strain rates of 0.001-1 s<sup>-1</sup> using a Gleeble-1500D. The results show that the initial microstructure is composed of face-centered cubic matrix and  $\sigma$  phase. The flow stress is sensitive to the deformation temperature and strain rate, and the stress-strain curve shows typical dynamic reversion softening characteristics when deformed at 1 s<sup>-1</sup>, while typical dynamic recrystallization softening characteristics are observed when deformed at 0.1-0.001 s<sup>-1</sup>. The Arrhenius equation was established based on the stress-strain curves, and the hot deformation activation energy of the Ni-42W-10Co-1Mo alloy was calculated to be 446.2 kJ/mol. The thermal processing map was constructed based on the dynamic material model to evaluate the thermal processing performance, and the instable zone was located at 1300 °C under high strain rate. The deformation microstructural evolution reveals that the dynamic recrystallization mechanism is discontinuous dynamic recrystallization, which preferentially nucleates around the  $\sigma$  phase. Finally, the optimized hot working window for Ni-42W-10Co-1Mo alloy was obtained at 1250-1300 °C under strain rate of 0.1-0.01 s<sup>-1</sup>.

**Key words:** MHA; nickel-based alloy; thermal processing; constitutive relationship

---

Corresponding author: Dong Jianxin, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100083, P. R. China, E-mail: jxdong@ustb.edu.cn