

均匀化工业电解镍高温热变形行为的研究

张涵^{1,2}, 桑晨^{1,2,3}, 苗承鹏⁴, 李渊⁴, 刘晓斌⁴, 禹泽海⁴, 董生茂⁴,
乔及森^{1,2}, 徐仰涛^{1,2,3}, 夏天东^{1,2}

(1. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050)

(2. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

(3. 兰州理工大学 白银新材料研究院, 甘肃 白银 730900)

(4. 金川集团镍合金有限公司, 甘肃 金昌 737100)

摘要: 采用 Gleeble-3500 热模拟试验机对均匀化后的工业电解镍进行了热压缩试验, 在变形量 60% 的条件下, 研究了变形温度为 900、1000、1100、1200 °C, 应变速率为 0.01、0.1、1、10 s⁻¹ 时的热变形行为。采用电子背散射衍射 (EBSD) 研究了电解镍热变形过程的微观组织演变; 根据压缩数据获得真应力-真应变曲线, 分析了变形温度和应变速率对电解镍力学性能的影响, 并得到流变应力本构方程, 基于动态材料模型及 Prassd 失稳准则建立了热加工图。结果表明: 电解镍对变形温度和应变速率表现出较强的敏感性, 随变形温度的升高和应变速率的降低, 流变应力逐渐减小; 随应变的增加, 流变应力达峰值下降至某一值后趋于平稳, 呈现出流变软化特征; 电解镍在热变形过程中发生了不连续动态再结晶, 随着变形温度升高小角度晶界向大角度晶界转化, 低应变速率下动态再结晶过程发生得更加充分。根据热加工图, 获得电解镍较佳的热加工工艺范围为: 变形温度 980~1040 °C, 应变速率 3.16~10 s⁻¹; 变形温度为 1100 °C, 应变速率为 1~4 s⁻¹。

关键词: 电解镍; 热变形行为; 本构方程; 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)09-2661-08

纯镍具有良好的耐腐蚀性、抗氧化性、导电性以及塑性加工性能等优点, 在航空航天、能源以及化工等领域得到广泛的应用^[1-4]。在金属材料的热变形过程中, 由于流动应力受变形温度、应变速率和变形程度的影响, 通常采用热模拟试验的方法来研究材料的流动特性, 建立能够预测材料流变应力变化规律的本构方程^[5-7], 而本构方程对于金属材料制定加工工艺以及塑性变形理论的研究具有重要的意义。目前, 许多学者使用本构方程和热加工图来预测镍及镍基合金的高温变形行为, 如贾智等^[8]在研究变形温度 (900~1200 °C) 和应变速率 (0.01~10 s⁻¹) 对纯镍 N6 热变形行为影响的过程中, 发现在高应变速率 10 s⁻¹ 下, 纯镍产生了明显的绝热温升效应。张兵等^[9]研究纯镍在高温高应变速率条件下的平面热压缩变形行为, 获得其合理的变形参数为: 变形温度 1000~1100 °C, 应变速率 5~7 s⁻¹ 或 20~40 s⁻¹ 和变形温度 800~900 °C, 应变速率 5~10 s⁻¹。Lin 等^[10]考虑到变形温度、应变速

率和应变对镍基高温合金热变形行为的耦合影响, 构建了其唯象本构模型, 并验证其模型有较好的可靠性。Zhang 等^[11]研究了 GH4698 在一定变形温度和应变速率下的热变形行为和本构模型, 结果表明该镍基合金的流变应力与变形温度和应变速率密切相关, 并通过实验值验证了该合金本构模型的可行性。

工业上通常是将电解镍板熔、铸、锻等工序处理后, 作为原材料供应给下游企业进行生产, 制备纯镍的板、带、箔加工材等相关产品, 而直接利用电解镍板生产加工类产品或零件鲜少。本课题组在前期研究了电解镍板的直接冷轧, 累积变形程度可达 90% 以上^[12]。在工业中一直试图将电解镍板直接轧制高纯镍带、箔材, 尤其针对 N2 系列带材产品, 如果按传统加工镍带生产工艺, 不可避免地在熔炼过程中添加其它合金元素导致其纯度下降, 若是采用其它高纯熔炼技术则成本高昂。在国家双碳目标下, 如果利用电解镍板短流程直接轧制技术, 不仅保证了其产品的纯度、降低了常

收稿日期: 2023-09-15

基金项目: 甘肃省科技重大专项 (22ZD6GA008); 甘肃省科技计划项目重点研发计划 (21YF5GD186); 甘肃省高等学校产业支撑计划 (2022CYZC-19); 兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室开放基金 (SKLAB02019012)

作者简介: 张涵, 女, 1978 年生, 博士生, 讲师, 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050, E-mail: 16820173@qq.com

规加工镍材的生产成本，还实现了节能降碳，绿色发展的生产理念。

短流程轧制镍带、箔材技术跳过了传统工艺生产中的熔、铸、锻工序，将电解镍板直接进行塑性变形成为镍带、箔材，保留了电沉积金属材料的高纯度，缩短了生产周期。目前，将电解镍直接高温热变形方面的研究很少，多数学者主要集中于纯镍及镍基合金在冷、热变形方面的相关研究。

因此，本研究对工业电解镍进行均匀化处理后，借助 Gleeble-3500 热模拟试验机来研究电解镍的热变形行为，为其建立流变应力与变形温度、应变速率之间的本构模型以及热加工图，最终为工业电解镍热加工工艺提供理论依据。

1 实验

本电解镍来源于国内某镍冶炼厂，其主要化学成分如表 1 所示。首先将电解镍在 1100 °C 条件下保温 8 h，随后空冷，其均匀化处理后的显微组织，如图 1 所示。利用线切割加工成 $\Phi 8 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$ 的圆柱试样进行热压缩试验，试验的变形温度为 900、1000、1100、1200 °C，应变速率为 0.01、0.1、1、10 s^{-1} ，变形量为 60%。

具体实验方案如下：首先圆柱试样与夹头之间放置了钼片、石墨片，并加了高温润滑剂，以尽量减小摩擦对热变形过程的影响，将试样以 20 °C/s 升温至 1200 °C 后保温 3 min，然后以 10 °C/s 速度冷却至变形温度，保温 3 min，压缩实验结束后立即水冷。其单道次压缩工艺示意图如图 2 所示。

沿着压缩方向切开压缩后的试样，制备 EBSD 试样，室温下用 5% 的高氯酸+95% 的乙醇溶液，在电压

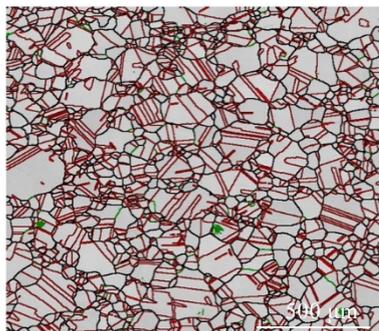


图 1 电解镍均匀化处理后的显微组织

Fig.1 Microstructure of electrolytic nickel after homogenization

30 V 下电解抛光样品表面，利用 orford-SYMETRY 电子背散射衍射 (EBSD) 观察试样的微观组织，电子加速电压为 15 kV。

2 结果与分析

2.1 电解镍的流变应力分析

电解镍在不同的变形温度和不同的应变速率下的真应力-真应变曲线如图 3 所示。可以看出，电解镍的流变应力随应变的变化趋势基本相似。在变形初始阶段，随着变形程度的增加，流变应力随应变的增加上升很快，在此阶段，电解镍出现了加工硬化现象。随着变形的继续进行，位错密度逐渐增加，变形储能也逐渐增加，使得材料发生了动态再结晶现象。流变应力达到峰值应力后，由于发生了动态再结晶，其流变应力随着应变的增加而下降至某一值后，加工硬化和动态再结晶引起的软化而趋于平衡，使得流变应力呈现小幅度上下波动。在同一应变速率下，在 900~1200 °C 范围内，随着变形温度的逐渐升高，其流变应力不断下降，在同一温度下，在 0.01~0.1 s^{-1} 范围内，随着应变速率的增加，其流动应力不断升高，说明该材料在热变形过程中，对于变形温度和应变速率比较敏感。

从图 3a 和 3b 中可以看出，在应变 $\epsilon > 0.4$ 时，随着变形程度的增加，位错运动受到的阻力增加，而动态回复或者动态再结晶减缓，使得流变应力略有增加。

2.2 变形温度和应变速率对微观组织的影响

图 4 是电解镍在不同变形温度 (900、1000、1100、1200 °C)，不同应变速率下的晶界分布图。黑色线条代表大角度晶界 (HAGB, $\theta > 15^\circ$)，绿色线条代表小角

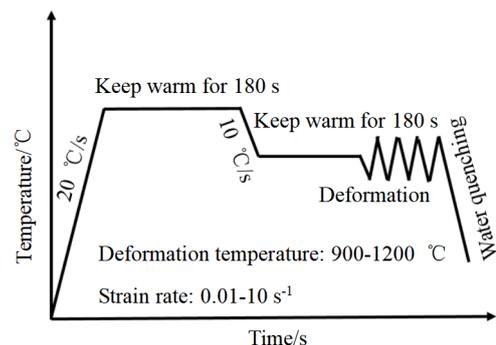


图 2 单道次压缩试验工艺示意图

Fig.2 Schematic diagram of single-pass compression test process

表 1 电解镍的主要化学成分

Table 1 Main chemical composition of electrolytic nickel ($\omega/\%$)

Ni	Co	C	Si	P	S	Fe	Cu	Al	Mg
>99.90	0.02410	0.01200	0.02980	<0.0003	<0.0003	0.00819	0.00332	<0.0001	<0.0001

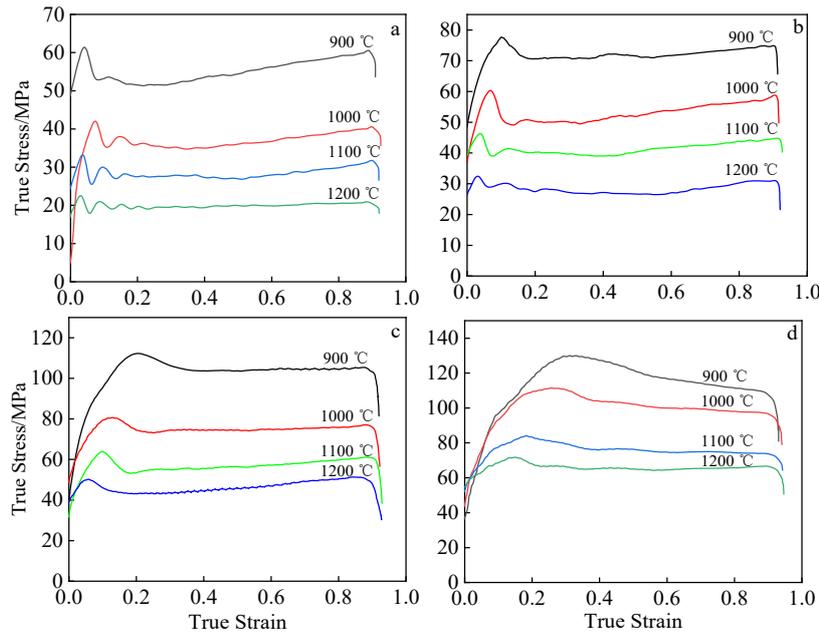


图3 不同温度下电解镍的真应力-真应变曲线

Fig.3 True stress-true strain curves of electrolytic nickel under different temperatures and different strain rates: (a) 0.01 s^{-1} , (b) 0.1 s^{-1} , (c) 1 s^{-1} , and (d) 10 s^{-1}

度晶界 (LAGB, $2^\circ < \theta < 15^\circ$), 红色线条代表孪晶界 ($< 111 > 60^\circ$)。在应变速率 0.1 s^{-1} 下, 变形温度 $900 \text{ }^\circ\text{C}$ 升至 $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ 间 (见图 4a~4c), 可观察到大角度晶界在基体内数量随着变形温度的升高逐渐增大, 在此过程中孪晶界数量也明显增加, 而小角度晶界数量则随变形温度的升高逐渐减小。热变形时材料发生了动态再结晶, 此过程中小角度晶界逐渐转变为大角度晶界, 再结晶晶粒开始长大。随着变形温度的升高, 位错密度与变形储能不断地增加, 从而为动态再结晶的发生提供充足的驱动力。文献[13]报道了 Incoloy825 合金在热压缩时小角度晶界向大角度晶界的转变过程, 也是这种情况。

从图 4c 中可以看出 $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ 时晶粒长大更为均匀, 此参数下电解镍动态再结晶已基本发生完全。变形温度升高至 $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ (图 4d) 时, 动态再结晶晶粒明显长大, 温度越高, 晶粒长得越快。原因是温度越高, 晶界迁移的速度越快, 加速了晶粒长大。文献[14]报道了高温合金 825 在热变形过程中也出现了温度对晶界迁移的影响。

在 $900 \text{ }^\circ\text{C}/0.1 \text{ s}^{-1}$ (图 4a) 时, 存在一定量被拉长的粗晶, 观察到锯齿状晶界处弓出形成晶核, 最终在晶界处形成一串晶核表现为细小的“项链状结构”, 这是不连续动态再结晶 (discontinuous dynamic recrystallization, DDRX) 的典型特征^[15], 如图 4a 白色方框区域 (放大图) 所示。这表明电解镍在热变形过程中发生了不连续动态再结晶, 是其主要的再结晶机制。

变形温度 $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, 不同应变速率下 (图 4d、图 4e) 进行对比时发现, 当应变速率从 0.1 s^{-1} 增加至 10 s^{-1} 时, 动态再结晶晶粒数明显增多, 晶粒尺寸相较更小。文献[16]中也发现了, 增大应变速率可以起到细化晶粒的效果。动态再结晶过程对于变形时间有着明显的依赖性。低应变速率下, 组织可以充分地动态再结晶过程, 而高应变速率 (10 s^{-1}) 下, 由于变形时间短, 动态再结晶过程来不及充分发生有利于形变储能增加, 晶粒尺寸小于 0.1 s^{-1} 的尺寸, 结果是高应变速率下的热变形可以细化晶粒。

图 5 为电解镍在不同变形温度和应变速率下的再结晶分布图。其中, 蓝色代表再结晶晶粒, 黄色代表亚晶粒, 红色代表变形晶粒。应变速率 0.1 s^{-1} 时, 变形温度从 $900 \text{ }^\circ\text{C}$ 增加到 $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ (图 5a~5d), 从图中可以看出, 组织内大部分晶粒已发生动态再结晶, 部分亚晶粒被再结晶晶粒包裹着。变形温度的增加也促使晶界迁移加速, 加快了动态再结晶的形核率与长大速率。随着变形温度的升高, 再结晶晶粒所占比例逐渐增大, 但增加幅度不大。造成此现象的原因是变形温度逐渐增加后, 亚晶内平均取向差逐渐减小, 亚晶转变为再结晶晶粒的速度变缓。

在 $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ 下, 变形晶粒基本已被再结晶晶粒所取代。与图 5d 对比分析可知, 低应变速率下再结晶过程中晶粒能够充分消耗变形时产生的位错, 使得再结晶晶粒不断地发生合并与长大, 最终形成尺寸更大的晶粒; 高应变速率下, 再结晶晶粒的长大过程被抑制, 形成的晶粒更为细小。

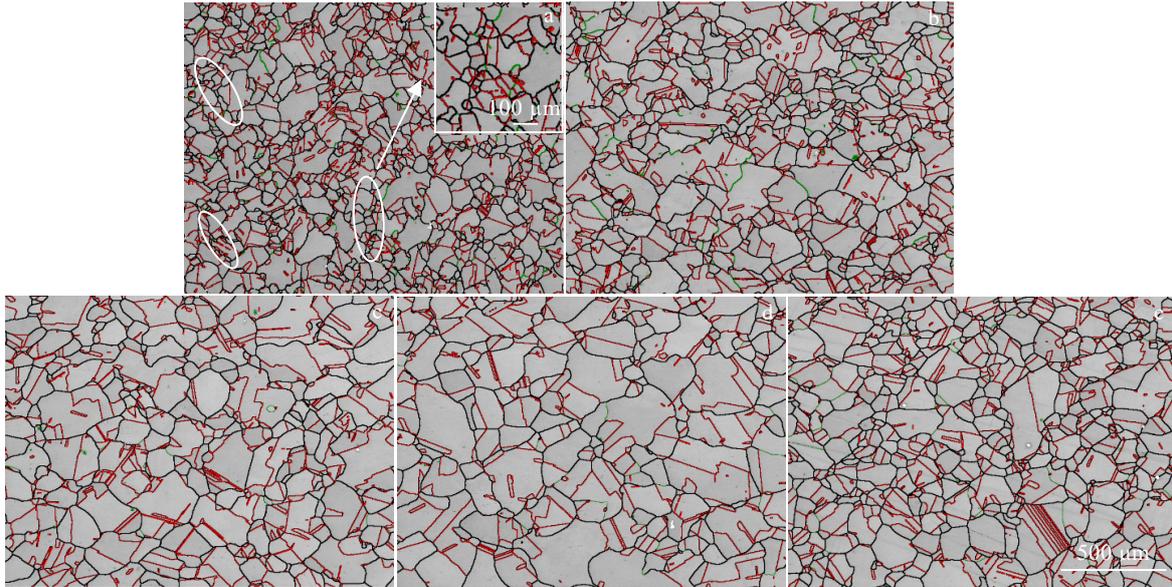


图 4 变形量 60%时不同变形参数下试样的 EBSD 晶界分布图

Fig.4 Distributions of EBSD grain boundaries of specimens with different deformation parameters at the deformation of 60%: (a) 900 °C/0.1 s⁻¹, (b) 1000 °C/0.1 s⁻¹, (c) 1100 °C/0.1 s⁻¹, (d) 1200 °C/0.1 s⁻¹, and (e) 1200 °C/10 s⁻¹

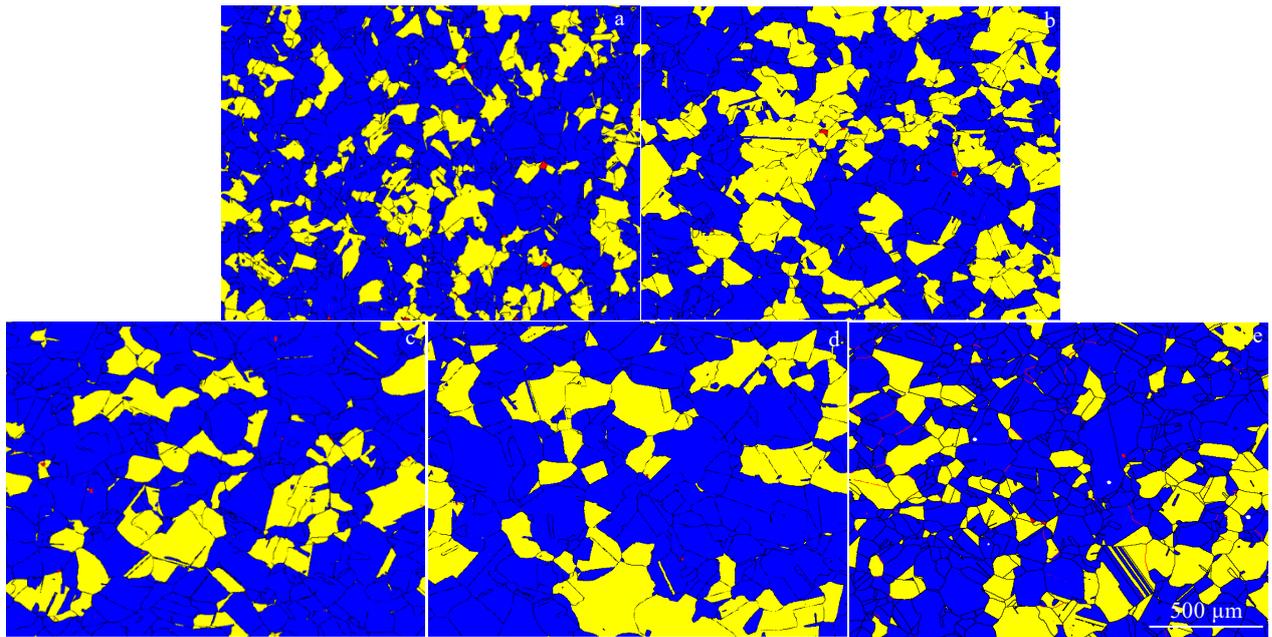


图 5 变形量 60%时不同变形参数下试样的再结晶分布图

Fig.5 Recrystallization distributions of specimens under different deformation parameters at the deformation of 60%: (a) 900 °C/0.1 s⁻¹, (b) 1000 °C/0.1 s⁻¹, (c) 1100 °C/0.1 s⁻¹, (d) 1200 °C/0.1 s⁻¹, and (e) 1200 °C/10 s⁻¹

2.3 电解镍流变应力本构方程的建立

金属材料在发生高温塑性变形过程中，可用 Arrhenius 模型反映其流变应力、变形温度和应变速率之间的规律。目前，大多数学者普遍采用 Sellars 和 McTegart^[17]提出的 Arrhenius 方程，其表示为：

$$\dot{\epsilon} = f(\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{1}$$

式中，应力函数 $f(\sigma)$ 按照应力水平来划分，有以下 3 种形式：

当处于低应力 ($\alpha\sigma < 0.8$) 水平时，

$$f(\sigma) = A_1 \sigma^{n_1} \tag{2}$$

当处于高应力 ($\alpha\sigma > 1.2$) 水平时,

$$f(\sigma) = A_2 \exp(\beta\sigma) \tag{3}$$

在任意应力水平时,

$$f(\sigma) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \tag{4}$$

然而, Jenab 和 Taheri^[18]研究表明, 利用双曲正弦形式的 Arrhenius 方程可以更好地适用于金属材料的高温塑性变形中, 其表达式为:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{5}$$

式中, A 、 A_1 、 A_2 、 n 、 n_1 、 α 和 β 是与材料有关的常数, 其中 $\alpha = \beta/n_1$; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; Q 为变形激活能, kJ/mol ; R 为气体常数, $R=8.314 J/(mol \cdot K)$; T 为绝对温度, K 。

将式 (2) 和式 (3) 分别代入式 (1), 并两边同时取对数整理后得:

$$\ln \dot{\epsilon} = n_1 \ln \sigma + \ln A_1 - \frac{Q}{RT} \tag{6}$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \beta\sigma + \ln A_2 - \frac{Q}{RT} \tag{7}$$

将不同温度下电解镍的峰值应力与相应的应变速率代入式 (6) 和式 (7), 分别对 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 曲线和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 曲线进行线性拟合, 拟合结果均呈现出线性关系, 如图 6a 和 6b 所示。对每一个温度下的曲线斜率取平均值后得, $n_1=9.80745$, $\beta=0.12324$, $\alpha=0.01256$ 。

对式 (5) 两边同时取对数后, 并求其关于温度和应变速率的偏导数得:

$$Q = R \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{1/T} \bigg|_{\dot{\epsilon}} \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} = Rmn \tag{8}$$

将 α 代入式 (8), 分别对 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1/T$ 曲线和 $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 曲线进行线性拟合, 拟合结果均呈现出线性关系, 如图 7、图 8 所示。对其曲线斜率取平均值得 $m=3.939065$, $n=5.2873175$, 最终获得电解镍的热变形激活能 $Q=173.1564 kJ/mol$ 。而张兵等^[9]计算出纯镍 N6 的激活能约为 $216 kJ/mol$ 。

另外, Zener 和 Hollomon^[19]通过研究钢的应力-应变关系, 提出了变形温度和应变速率对流动应力的动态响应, 可以用参数 Z 表示, Z 为温度补偿的应变速率因子, 其表达式为:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \tag{9}$$

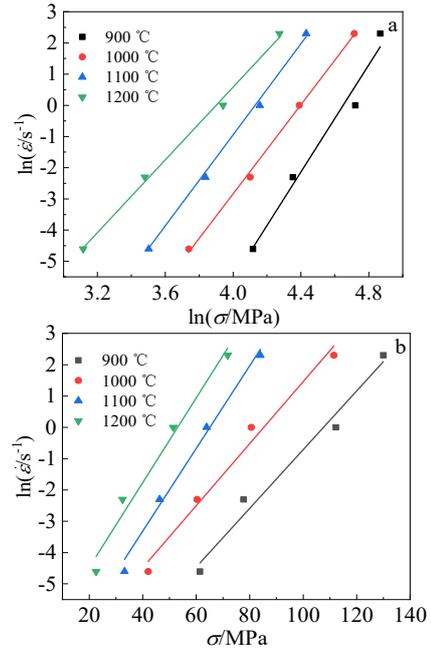


图 6 不同变形温度下应变速率与流变应力之间的关系

Fig.6 Relationships between strain rate and flow stress at different deformation temperatures: (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ and (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$

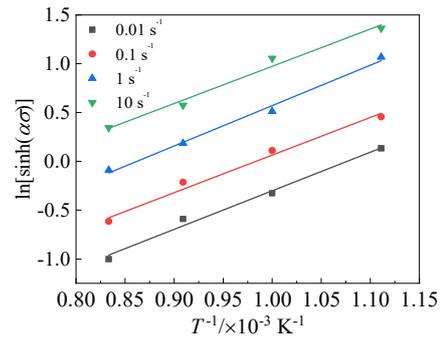


图 7 不同应变速率下流变应力与变形温度的关系

Fig.7 Relationship between flow stress and deformation temperature at different strain rates

式 (9) 两边同时取对数整理得:

$$\ln Z = \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{RT} \tag{10}$$

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] \tag{11}$$

将已知的应变速率、变形激活能和变形温度代入式 (10), 可以获得每个温度下的 $\ln Z$ 值, 然后将 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的散点图进行线性拟合, 拟合结果如图 9 所示, 其斜率 $n=3.31716$, 截距 $\ln A=12.56765$, $A=2.87 \times 10^5$ 。

将以上获得的材料参数 (A 、 α 、 n 和 Q) 代入式 (5), 从而获得电解镍的流变应力本构方程, 其表达式为:

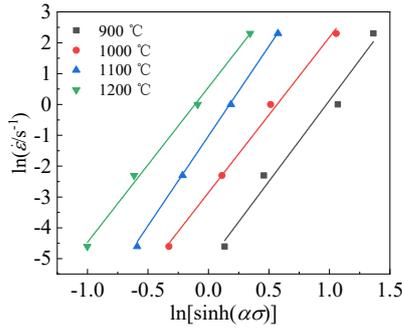


图 8 不同变形温度下应变速率与流变应力的关系

Fig.8 Relationship between strain rate and flow stress at different deformation temperatures

$$\dot{\epsilon} = 2.8 \times 10^5 [\sinh(0.01594)]^{3.3171} \exp\left(\frac{-173.1564}{RT}\right) \quad (12)$$

2.4 热加工图的建立

热加工图能够可靠地反映金属在变形温度和应变速率下的塑性变形能力，同时可以判断材料塑性加工的稳定区域和失稳区域，从而对材料可加工性进行预测^[20-22]。借助动态材料模型可以将塑性变形和微观组织耗散联系在一起^[23-24]。在高温塑性变形中，外界能量消耗是以发生塑性变形所需的能量和变形过程中组织演变所耗的能量两部分组成，分别用 G 和 J 表示。其中，2 种能量的占比是由一定应力条件下的应变速率敏感指数 (m) 而定，即：

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\partial \lg \sigma}{\partial \lg \dot{\epsilon}} \quad (13)$$

当变形量为 60%，在峰值应力处，利用最小二乘法对含有对数形式的应变速率和变形温度进行线性拟合，拟合结果如图 10 所示，其相关系数在 0.95 以上，说明 $\lg \dot{\epsilon}$ 与 $\lg \sigma$ 的线性关系显著，同时也表明可以利用动态材料模型进行绘制热加工图。

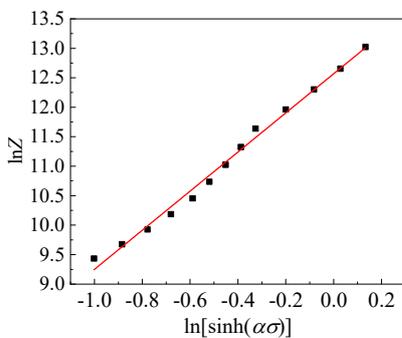


图 9 $\ln Z$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 之间的关系

Fig.9 Relationship between $\ln Z$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

因此， $\lg \sigma$ 与 $\lg \dot{\epsilon}$ 的关系采用三次样条函数进行拟合，即：

$$\lg \sigma = a + b \lg \dot{\epsilon} + c (\lg \dot{\epsilon})^2 + d (\lg \dot{\epsilon})^3 \quad (14)$$

对式 (14) 方程两边同时对 $\lg \dot{\epsilon}$ 求导，得：

$$m = \frac{\partial \lg \sigma}{\partial \lg \dot{\epsilon}} = b + 2c \lg \dot{\epsilon} + 3d (\lg \dot{\epsilon})^2 \quad (15)$$

根据应变速率敏感指数 (m)，可以获得不同应变速率下的功率耗散系数 $\eta = m/(m+1)$ ，功率耗散系数随变形温度和应变速率的变化可以构成功率耗散图。因此，可以在变形温度和应变速率构成的二维平面内绘制出峰值应力处的功率耗散图，如图 11 所示。

依据 Prasad 的变形失稳判据来预测电解镍的流变失稳区域，即：

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (16)$$

根据链式法则，式 (16) 可以整理得：

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{1}{2.3m(m+1)} \cdot \frac{\partial m}{\partial \lg \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (17)$$

将式 (15) 方程两边同时对 $\lg \dot{\epsilon}$ 求导，可得：

$$\frac{\partial m}{\partial \lg \dot{\epsilon}} = 2c + 6d \lg \dot{\epsilon} \quad (18)$$

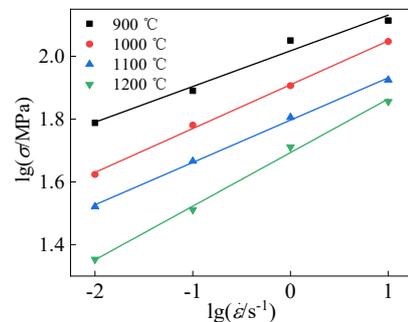


图 10 $\lg \sigma$ 与 $\lg \dot{\epsilon}$ 之间的关系

Fig.10 Relationship between $\lg \sigma$ and $\lg \dot{\epsilon}$

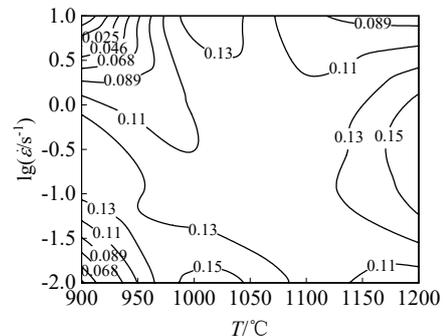


图 11 峰值应力处的功率耗散图

Fig.11 Power dissipation map at peak stress

利用拟合结果, 获得 c 和 d 的值代入式 (18), 可求得不同应变速率下的 ζ 值, 进而绘制在不同变形温度和应变速率条件下的 ζ 等值线图, 其中, ζ 值为负的区域是失稳区, 绘制结果如图 12 所示。

图 13 为功率耗散图和流变失稳图叠加获得的电解镍热加工图。从图中可以明显看出, 存在 3 个阴影流变失稳区域, 第 1 个失稳区是变形温度为 900~980 °C, 应变速率为 0.1~1.23 s⁻¹; 第 2 个失稳区域是变形温度为 1020~1070 °C, 应变速率为 0.01~0.02 s⁻¹; 第 3 个失稳区域是变形温度为 1040~1200 °C, 应变速率为 1.58~10 s⁻¹; 其余均为热加工安全区域。在实际工业热加工中, 为防止温度下降过快, 通常选择较高温度和高应变速率下进行塑性变形。因此, 较佳的电解镍热加工区域为: 变形温度 980~1040 °C, 应变速率为 3.16~10 s⁻¹; 变形温度约为 1100 °C, 应变速率为 1~4 s⁻¹。

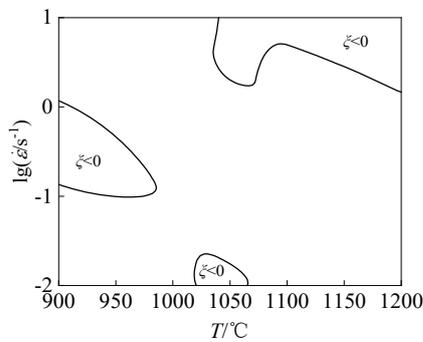


图 12 峰值应力处的流变失稳图

Fig.12 Rheological instability map at peak stress

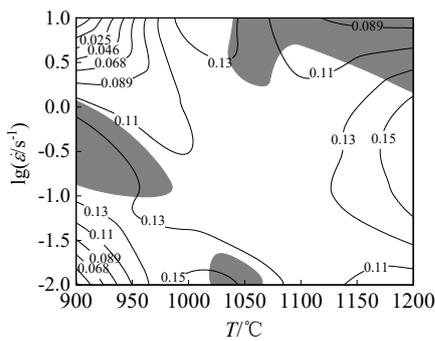


图 13 峰值应力处的热加工图

Fig.13 Heat processing map at peak stress

3 结 论

1) 电解镍对温度和应变速率表现出较强的敏感性, 随变形温度的升高和应变速率的降低, 流变应力减小; 随应变的增加, 流变应力达峰值下降至某一值后趋于平稳, 呈现出流变软化特征。

2) 电解镍动态再结晶机制主要是不连续动态再结晶; 1100 °C 时晶粒长大更为均匀, 动态再结晶基本发生完全。

高应变速率下, 动态再结晶过程来不及充分发生, 再结晶晶粒的长大过程被抑制, 形成的晶粒更为细小。

3) 利用Gleeble-3500获得电解镍在不同温度 (900~1200 °C)、不同应变速率 0.01~10 s⁻¹ 下的峰值应力, 通过计算获得其变形激活能为 173.1564 kJ/mol, 并建立包含 Zerner-Hollomon 参数双曲正弦形式的本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = 2.8 \times 10^5 \left[\sinh(0.01594\sigma) \right]^{3.3171} \exp\left(\frac{-173.1564}{RT}\right)$$

4) 建立了变形量为 60% 的功率耗散图和流变失稳图, 并将其叠加后获得电解镍的热加工图, 其较好的加工区域为: 变形温度为 980~1040 °C, 应变速率为 3.16~10 s⁻¹; 变形温度约为 1100 °C, 应变速率 1~4 s⁻¹。

参考文献 References

[1] Xu Y T, Dai Y J, Zhang W *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2017, 330: 170

[2] Wang C J, Wang C J, Xu J *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(7): 1765

[3] Lu Sujun(卢苏君), Wang Chao(王超), Xu Yangtao(徐仰涛) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2022, 32(8): 2380

[4] Xia Tiandong(夏天东), Zhang Xiaoyu(张晓宇), Xu Yangtao(徐仰涛) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(11): 3133

[5] Ni Yang(倪扬), Cai Yujun(蔡玉俊), Dong Xiaozhuan(董晓传) *et al.* *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2020, 27(2): 128

[6] Du Bin(杜彬), Li Defu(李德富), Guo Shengli(郭胜利) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2013, 37(2): 215

[7] Yao Jingjing(姚晶晶), Zhang Di(张迪), Zhang Jishan(张济山) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(6): 2046

[8] 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

[9] Zhang Bing(张兵), Zhu Lele(朱乐乐), Wang Kuaishe(王快社) *et al.* *Journal of Engineering Science*(工程科学学报)[J], 2015, 37(4): 480

[10] Lin Y C, Wen D X, Deng J *et al.* *Materials and Design*[J], 2014, 59: 115

[11] Zhang P, Hu C, Zhu Q. *Materials and Design*[J], 2015, 65: 1153

[12] Xia Tiandong(夏天东), Guo Longbang(郭龙帮), Zhang Han(张涵) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀

- 有金属材料与工程[J], 2019, 48(6): 1975
- [13] Zheng Yewu(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
- [14] Liu Shuang(刘双), Feng Jing(冯静), Luo Xi(罗茜) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(8): 2850
- [15] Guo Youjie(郭幼节), Li Jingfeng(李劲风), Liu Danyang(刘丹阳) *et al. Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2022, 42(5): 15
- [16] Sun Wenming(孙文明), Liu Shaolin(李韶林), Song Kexing(宋克兴) *et al. Materials Reports(材料导报)*[J], 2024, 38(2): 23
- [17] Sellars C M, McTegart W J. *Acta Metallurgica*[J], 1966, 14(9): 1136
- [18] Jenab A, Taheri K A. *Materials Science and Technology*[J], 2011, 27(6): 1067
- [19] Zener C, Hollomon J H. *Journal of Applied Physics*[J], 1944, 15(1): 22
- [20] Xie Bijun(谢碧君), Guo Yifeng(郭逸丰), Xu Bin(徐斌). *Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2016, 44(9): 16
- [21] Wang Ying(王迎), Pan Qinglin(潘清林), Zhang Yuwei(张宇玮). *Journal of Central South University(中南大学学报)*[J], 2014, 45(11): 3752
- [22] Murty S N, Rao B N. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 254: 76
- [23] Prasad Y V R K. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2003, 12: 638
- [24] Liu Zhiling(刘志凌), Ren Shuai(任帅), Liu Wei(刘伟) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2022(12): 43577

Study on High-Temperature Deformation Behavior of Homogenized Industrial Electrolytic Nickel

Zhang Han^{1,2}, Sang Chen^{1,2,3}, Miao Chengpeng⁴, Li Yuan⁴, Liu Xiaobin⁴, Yu Zehai⁴, Dong Shengmao⁴,
Qiao Jisen^{1,2}, Xu Yangtao^{1,2,3}, Xia Tiandong^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(3. Baiyin Novel Materials Research Institute, Lanzhou University of Technology, Baiyin 730900, China)

(4. Jinchuan Group Nickel Alloy Co., Ltd, Jinchang 737100, China)

Abstract: Hot compression experiments were carried out on homogenized industrial electrolytic nickel by a Gleeble-3500 thermal simulation tester, and the high temperature deformation behavior was investigated at the temperature of 900, 1000, 1100, and 1200 °C under the strain rate of 0.01, 0.1, 1, and 10 s⁻¹ and the deformation of 60%. The microstructure evolution of electrolytic nickel during hot deformation was investigated by EBSD. The true stress-true strain curves were obtained based on the compression data, the effects of deformation temperature and strain rate on the mechanical properties of electrolytic nickel were analyzed, the rheological stress eigenstructure equations were obtained, and the thermal processing diagrams were established based on the dynamic material model and the Prasad instability criterion. The results show that electrolytic nickel exhibits strong sensitivity to deformation temperature and strain rate, and the rheological stress decreases gradually with the increase of deformation temperature and the decrease of strain rate. With the increase of strain, the rheological stress reaches a peak, decreases to a certain value, and then tends to stabilize, showing the characteristics of rheological softening. Discontinuous dynamic recrystallization of electrolytic nickel occurs during hot deformation, and the dynamic recrystallization process occurs more completely at low strain rates as the deformation temperature increases with the transformation of small-angle grain boundaries to large-angle grain boundaries. According to the thermal processing diagram, the better thermal processing process range of electrolytic nickel is obtained as follows: the range of deformation temperature is 980-1040 °C and the change of strain rate is from 3.16 s⁻¹ to 10 s⁻¹; the deformation temperature is 1100 °C and the strain rate is from 1 s⁻¹ to 4 s⁻¹.

Key words: electrolytic nickel; thermal deformation behavior; constitutive equations; thermal processing diagram

Corresponding author: Xia Tiandong, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, Tel: 0086-931-2976933, E-mail: xiatid@lut.edu.cn