

Fe₂Ni₂CrAl 高熵合金热变形行为及热加工图

郭瑞华, 刘毅, 吕晓宁, 马超, 张福利, 赵培义, 王育飞
(河钢材料技术研究院, 河北石家庄 052165)

摘要: 针对 Fe₂Ni₂CrAl 高熵合金热加工过程极易开裂的问题, 利用 Gleeble-3800 热模拟试验机进行了应变速率为 0.001、0.01 和 0.1 s⁻¹, 温度为 1173、1273、1373 和 1473 K 的热压缩试验。结果表明: 在应变速率不变的前提下, 流变应力随变形温度的升高而降低; 在变形温度不变的前提下, 流变应力随应变速率的增加而增加。利用 Arrhenius 方程结合相关材料参数, 构建并修正了该高熵合金的本构方程。结果表明, 修正后的本构方程对 Fe₂Ni₂CrAl 高熵合金具有较好的预测精度。基于动态模型 (DMM) 理论计算并得到了 Fe₂Ni₂CrAl 高熵合金的热加工图, 确定了其适宜的热加工区间为: 温度为 1420~1473 K, 应变速率为 0.001 s⁻¹。

关键词: 高熵合金; 本构方程; Fe₂Ni₂CrAl; 热变形; 热加工图

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2025.07.032

中图分类号: TG139 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3940 (2025) 07-0255-08

Hot deformation behavior and hot processing map of high-entropy alloy Fe₂Ni₂CrAl

Guo Ruihua, Liu Yi, Lyu Xiaoning, Ma Chao, Zhang Fuli, Zhao Peiyi, Wang Yufei
(HBIS Materials Technology Research Institute, Shijiazhuang 052165, China)

Abstract: To address the problem that high-entropy alloy Fe₂Ni₂CrAl is very susceptible to cracking during the hot working process, thermal compression experiments were carried out using the Gleeble-3800 thermal simulation testing machine with the strain rates of 0.001, 0.01 and 0.1 s⁻¹ and the temperatures of 1173, 1273, 1373 and 1473 K. The results show that the rheological stress decreases with the increasing of deformation temperature under the condition of constant strain rate, and increases with the increasing of strain rate under the condition of constant deformation temperature. Using the Arrhenius equation combined with relevant material parameters, the constitutive equation of this high-entropy alloy was constructed and corrected. The results show that the corrected constitutive equation has better prediction accuracy for Fe₂Ni₂CrAl high-entropy alloy. Based on the dynamic material model (DMM) theory, the hot processing map of Fe₂Ni₂CrAl high-entropy alloy is calculated and its suitable hot processing interval is determined as: the temperature of 1420 K and the strain rate of 0.001 s⁻¹.

Key words: high-entropy alloy; constitutive equation; Fe₂Ni₂CrAl; hot deformation; hot processing map

高熵合金 (High-entropy Alloys, HEAs) 作为材料界的“新成员”, 由中国学者 Yeh J W 等^[1] 在 2004 年首次提出。该类合金通常由 5 种或 5 种以上的金属元素组成, 每种元素的质量分数在 5%~35% 之间。相关研究表明, 具有单相 FCC 结构的合金具有较好的塑性, 但是强度较低, 且具有单相 BCC 结构的合金的塑性较低。为了能够同时获得较好的塑性和较高的强度, Lu Y P 等^[2-3] 使用共晶合金的思想来设计具有 FCC 和 BCC 相的混合物的 HEAs。基

于这一设计理念, 设计并制备了 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金 (Eutectic High-entropy Alloy, EHEA), 并在此基础上设计了新型 AlCrFe₂Ni₂ 合金^[4]。Qiao L 等^[5] 对采用粉末冶金制备的 AlCrFe₂Ni₂ 合金进行了相关有限元模拟和理论计算, 研究了不同温度下 (300、673、873 和 1073 K) 压缩过程中的应力、相变、位错等因素, 并根据模拟结果得到了相关数学模型。此外, Qiao L 等^[6] 还对该合金进行了耐磨性试验研究, 并根据研究结果得出了肖克利型位错在磨损过程中的作用机理。Molina V R 等^[7] 采用激光材料沉积工艺制备了不同工艺参数下的 Fe₂Ni₂CrAl 合金, 并开发了与之相适应的热处理工艺, 使得该材料的性能在保持高强度的同时具有较好的延展性。文献 [8] 的研究结果表明, 无 Co 的 AlCrFeNi 系高熵合金具有超越其他合金的优异的力学性能且在铸

收稿日期: 2024-09-02; 修订日期: 2024-12-14

基金项目: 河北省科技重大专项 (22281007Z)

作者简介: 郭瑞华 (1993-), 男, 硕士, 工程师

E-mail: guoruihua@hbisco.com

通信作者: 张福利 (1984-), 男, 硕士, 正高级工程师

E-mail: zhangfuli@hbisco.com

态组织中具有明显的富 FeCr 相和富 AlNi 相。

基于以上分析可知, Fe₂Ni₂CrAl 高熵合金具有相当优异的性能。但是在实际制备过程中发现, 该合金在经过真空冶炼和电渣重熔后, 在后续锻造或热轧过程中极易发生开裂等问题, 致使成材率远低于常规钢种, 因此, 有必要对其高温条件下的热变形规律进行相关研究。研究结果可为 Fe₂Ni₂CrAl 合金热加工工艺的制定提供相应的理论指导。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

Fe₂Ni₂CrAl 合金采用真空感应炉+电渣重熔双联工艺制备。表 1 为合金的具体成分。

表 1 Fe₂Ni₂CrAl 合金的化学成分 (% , 质量分数)
Table 1 Chemical compositions of Fe₂Ni₂CrAl alloy
(% , mass fraction)

Fe	Ni	Cr	Al	C	Si	Mn
36	38	17	9	<0.02	<0.02	<0.01

将制备好的合金切割成相同规格的长条状, 并将试样加工打磨成 $\Phi 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的圆柱, 采用 Gleeble3800 热模拟试验机进行热模拟压缩试验, 研究不同温度和不同应变速率对于 Fe₂Ni₂CrAl 合金压缩性能的影响。变形温度为 1173、1273、1373 和 1473 K, 应变速率为 0.1、0.01 和 0.001 s⁻¹, 总变形量为 50%。

图 1 为铸态 Fe₂Ni₂CrAl 高熵合金的金相组织, 该合金为共晶高熵合金, 由 FCC 相和 BCC 相共同组成, 其中 FCC 相为富 Fe、Cr 元素, BCC 相和 B2 相为富 Ni、Al 元素。

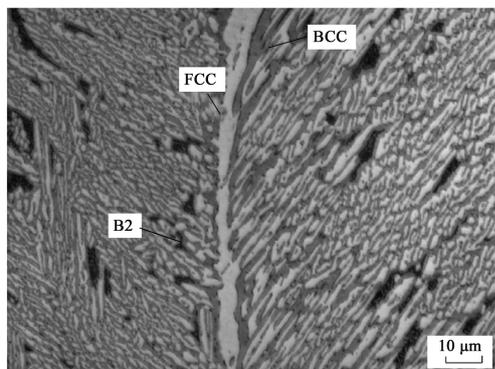


图 1 铸态 Fe₂Ni₂CrAl 合金的组织

Fig. 1 Microstructure of as-cast Fe₂Ni₂CrAl alloy

1.2 试验方法

热模拟具体试验流程为: 首先将试样与铂铑丝焊接在一起并夹紧试样; 对设备抽真空, 防止升温过程发生氧化; 以 5 K · s⁻¹ 的速率进行升温, 达到预设温度后保温 3 min; 进行热压缩试验, 总变形量为 50%; 试验结束后取出并快速冷却。

2 试验结果及讨论

2.1 真应力-真应变曲线

图 2 给出了不同应变速率和温度下 Fe₂Ni₂CrAl 高熵合金试样在高温压缩试验后的真应力-真应变曲线。图 2 中曲线变化可以大概分为 3 个阶段: 第 1 阶段, 随塑性变形量的增加, 应力呈类线性关系不断增加, 具有典型的加工硬化特征; 第 2 阶段, 应力达到峰值后, 塑性变形量继续增加, 应力开始逐渐下降; 第 3 阶段, 随塑性变形量的继续增加, 应力逐渐平稳降至某一固定值。这是因为材料从加工硬化阶段逐步变化至软化阶段, 其曲线呈现的特征具有动态回复 (Dynamic Recovery, DRV) 和动态再结晶 (Dynamic Recrystallization, DRX) 的特点^[9-12]。随着应变速率的增加该特征也愈加明显, 应变速率为 0.01 和 0.001 s⁻¹ 时动态再结晶的特征更加突出。

从图 2 中可看出: 在应变速率保持不变时, 随着温度的增加, 流变应力的峰值和稳定值呈现出下降的趋势, 且峰值应力和稳定值之间的差距也在不断缩小; 在温度不变时, 随着应变速率的增加, 其峰值应力和稳定值也在不断增加。在 1173 K 温度下, 应变速率从 0.001 s⁻¹ 增加至 0.1 s⁻¹ 时, 峰值应力从 153.4 MPa 提高至 301.7 MPa。这是由于材料在变形过程中各阶段不同的变化原因所造成的。变形初期由于加工硬化占据主导地位, 合金在发生塑性变形后内部位错密度逐步增加, 由于位错之间的相互运动需要较大的能量, 因此在曲线上表现出应力的不断增加, 即导致变形抗力增大^[10-12]。当继续增加塑性变形量时, 此时材料内部逐渐发生动态回复, 由于动态回复的原因, 材料抵抗变形的能力也在不断降低, 此时对应曲线上的应力增加变缓并趋于峰值, 即材料开始发生软化^[12-13], 随之便是加工硬化作用与动态回复的软化作用趋于平衡^[14-15]。

随塑性变形量的继续增加, 应力开始逐步降低并趋于稳定。此时材料内部开始由动态回复进入到动态再结晶软化阶段, 在二者的共同作用下, 随着塑性变形量的增加, 应力开始逐渐降低。当塑性变

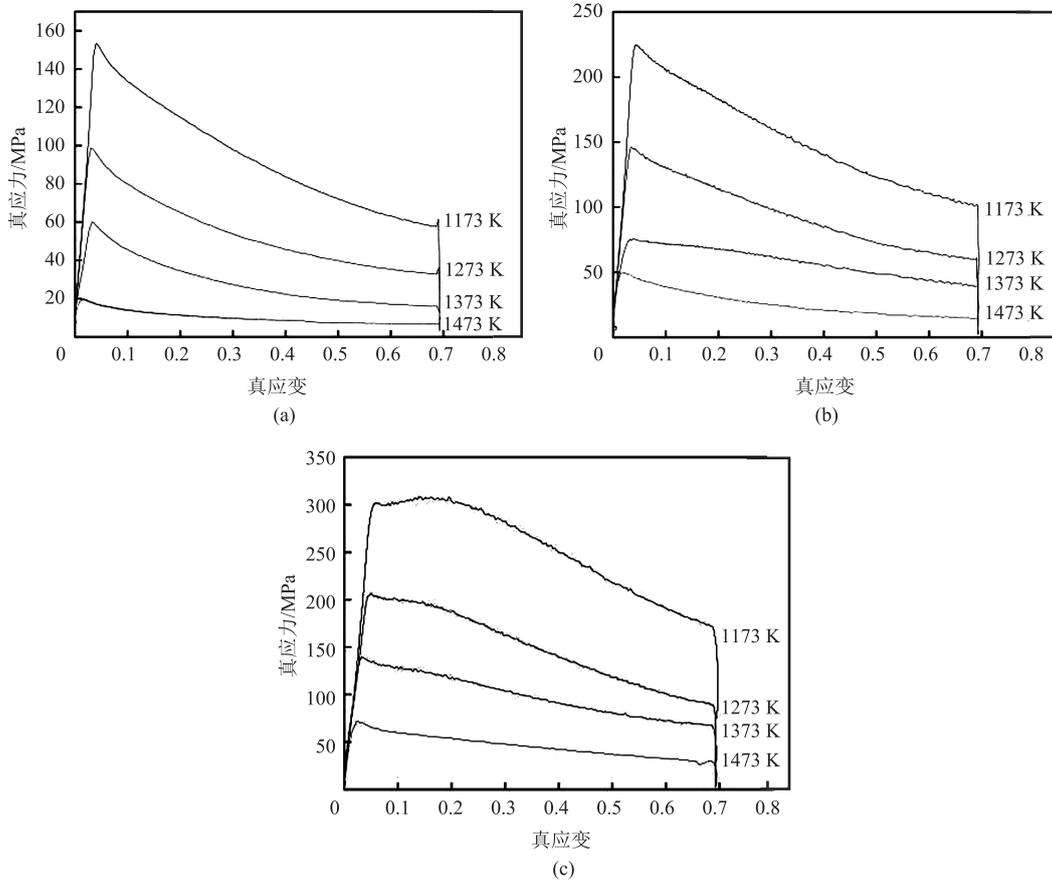


图 2 不同应变速率和温度下的真应力-真应变曲线
(a) 0.001 s⁻¹ (b) 0.01 s⁻¹ (c) 0.1 s⁻¹

Fig. 2 True stress-true strain curves at different strain rates and temperatures

形量继续增加时, 应力会继续下降并达到某一稳定值, 此时材料内部的软化作用与硬化作用达到平衡, 流变应力趋于平缓^[12], 尤其是在高温条件下该特性较为明显。

2.2 Fe₂Ni₂CrAl 高熵合金本构方程的建立

高温条件下 Fe₂Ni₂CrAl 高熵合金的本构方程具有重要指导意义, 其热变形过程中的真应力和相关参数也可以在方程中体现出来, 且对后续验证过程也是重要一环。在材料的热变形过程中, 变形温度和应变速率的变化是导致应力发生变化的直接因素, 其影响规律可用双曲正弦函数表示。根据相关学者研究^[16-18], 其关系式如下:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/(RT)] \quad (1)$$

当 $\alpha\sigma < 0.8$ 时, 式 (1) 可以表示为:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \quad (2)$$

当 $\alpha\sigma > 1.2$ 时, 式 (1) 可以表示为:

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad (3)$$

式中: A 、 A_1 、 A_2 为结构因子; Q 为热变形激活能;

R 为气体常数, 取 $8.314 \text{ J} \cdot (\text{mol} \cdot \text{K})^{-1}$; n 、 n_1 为应力指数; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率; β 为与材料相关的参数, 且 $\alpha = \beta/n_1$; σ 为曲线中的稳峰值应力或者稳态应力, 本文取峰值应力。

同时, 根据 Zener-Hollomon 模型可以确认参数 Z 和 $\dot{\epsilon}$ 之间的关系^[19-21], 如式 (4) 如下所示:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma)] \quad (4)$$

2.2.1 参数 α 的求解

利用公式 $\alpha = \beta/n_1$ 来求解 α , 对式 (1) 两边取对数:

$$\ln\sigma = \ln\dot{\epsilon}/n - \ln A_1/n \quad (5)$$

同理对式 (3) 两边取对数:

$$\sigma = \ln\dot{\epsilon}/\beta - \ln A_2/\beta \quad (6)$$

当变形温度相同时, $\ln\sigma - \ln\dot{\epsilon}$ 、 $\sigma - \ln\dot{\epsilon}$ 的斜率不受温度的影响, 因此, 将所得的峰值应力和应变速率带入式 (5)、式 (6) 中, 即可得到 $\ln\sigma - \ln\dot{\epsilon}$ 和 $\sigma - \ln\dot{\epsilon}$ 的关系曲线, 如图 3 所示。

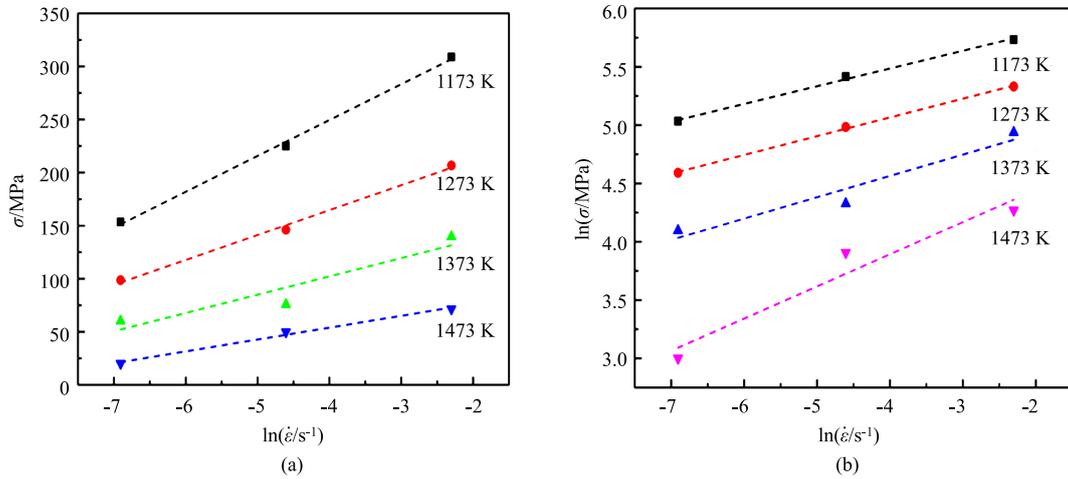


图 3 σ - $\ln\dot{\epsilon}$ (a) 和 $\ln\sigma$ - $\ln\dot{\epsilon}$ (b) 关系曲线图

Fig. 3 Relation curve diagrams of σ - $\ln\dot{\epsilon}$ (a) 和 $\ln\sigma$ - $\ln\dot{\epsilon}$ (b)

由图 3、式 (5) 和式 (6) 可知, $\ln\sigma$ - $\ln\dot{\epsilon}$ 和 σ - $\ln\dot{\epsilon}$ 的斜率分别为 $1/n_1$ 和 $1/\beta$, 且 $1/n_1$ 和 $1/\beta$ 数值如表 2 所示, 统计图 3 中各条拟合直线的斜率, 求出平均值, 进而根据 $\alpha=\beta/n_1$, 计算出 α 为 0.009 MPa^{-1} 。

表 2 不同温度下相关参数

Table 2 Related parameters at different temperatures

温度/K	1173	1273	1373	1473	均值
$1/n_1$	0.152	0.16072	0.18268	0.2756	0.19275
$1/\beta$	33.7664	23.46928	17.2276	11.169	21.4081

2. 2. 2 热变形激活能 Q 的求解

假设应变速率和温度保持恒定, 对式 (1) 两边取对数可推导出式 (7)、式 (8):

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

$$\ln\dot{\epsilon} = n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] + \ln A - \frac{Q}{RT} \quad (8)$$

由计算结果和图 4 可知, 参数 n 的平均值为 3.70645, 将参数 n 和 R 的数值带入, 即可求得 $\text{Fe}_2\text{Ni}_2\text{CrAl}$ 合金的热变形激活能 $Q=400.831 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。
2. 2. 3 求解 A 值

对式 (4) 两边求对数可知, $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 呈线性关系, 截距为 $\ln A$ 。由图 5 和计算结果可知, 该直线的截距 $\ln A=31.3487$, 代入相关数值求得 $A=4.1168 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$ 。

代入真应变为 0.5 时的参数, 即得到本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = 4.1168 \times 10^{13} \times [\sinh(0.009\sigma)]^{3.70645} \times \exp\left(-\frac{400831}{RT}\right) \quad (9)$$

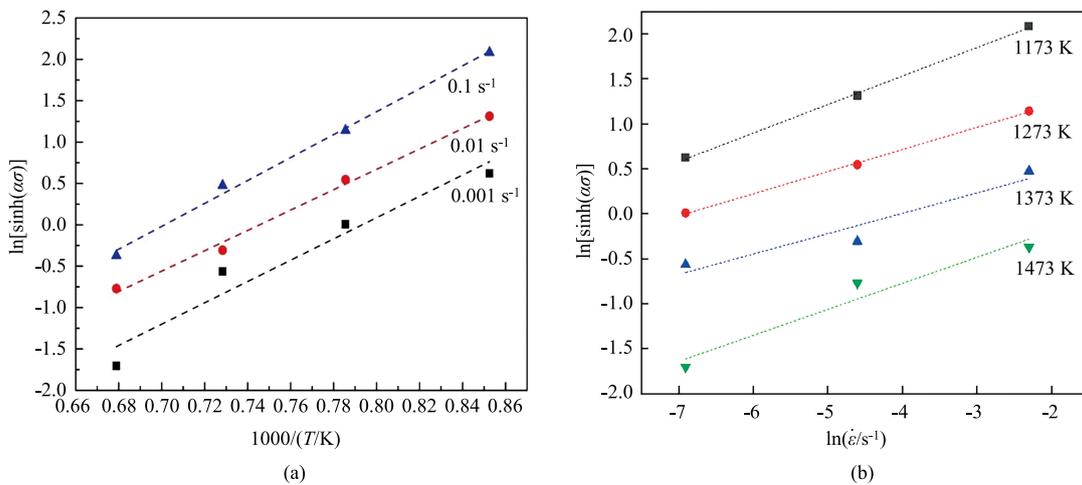


图 4 $1/T$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ (a) 和 $\ln\dot{\epsilon}$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ (b) 关系曲线图

Fig. 4 Relation curve diagrams of $1/T$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ (a) and $\ln\dot{\epsilon}$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ (b)

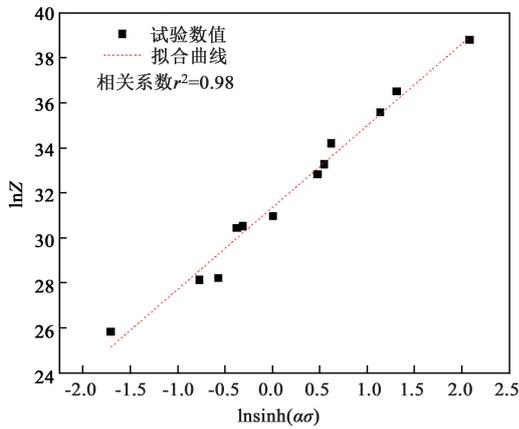


图 5 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln Z$ 拟合曲线
Fig. 5 Fitting curve of $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln Z$

2.3 本构方程的验证

上述参数是按照真应变为 0.5 的情况下进行计算的,但是通过对各个参数的求解过程可以发现,跟材料本身相关的参数均与真应变存在一定关系,通过对各参数的修正所得到的本构方程更具有代表性。选取真应变范围为 0.1~0.6,真应变每变化 0.1 选取一次数据,并对所得到的数据进行多项式拟合,参数值如表 3 所示。

表 3 不同应变条件下各参数数值

Table 3 Parameter values under different strain conditions

真应变	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6
α/MPa^{-1}	0.01	0.011	0.0125	0.0143	0.0166	0.0187
n	3.12	2.68	2.52	2.49	2.45	2.52
$Q/(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$	370.187	336.164	324.742	321.757	315.689	323.248
$\ln A$	28.754	25.794	24.808	24.566	23.982	24.671

采用五次多项式对上述参数进行应变补偿计算,拟合曲线如图 6 所示。由图 6 可知,拟合效果较好且材料参数对真应变具有较强的依附性,各参数表达式如式 (10) 所示。

$$\begin{cases} \alpha = 0.0114 - 0.0392\varepsilon + 0.34708\varepsilon^2 - \\ 1.1208\varepsilon^3 + 1.79167\varepsilon^4 - 1.08333\varepsilon^5 \\ n = 3.7228 - 5.2189\varepsilon - 20.995\varepsilon^2 + \\ 162.6833\varepsilon^3 - 330.5\varepsilon^4 + 221\varepsilon^5 \\ Q = 418.0529 - 410.19078\varepsilon - 1862.5354\varepsilon^2 + \\ 14652.1375\varepsilon^3 - 30867.4583\varepsilon^4 + 21314.0833\varepsilon^5 \\ \ln A = 32.4947 - 26.1671\varepsilon - 238.1783\varepsilon^2 + \\ 1550.70667\varepsilon^3 - 3142.76667\varepsilon^4 - 2134.4\varepsilon^5 \end{cases} \quad (10)$$

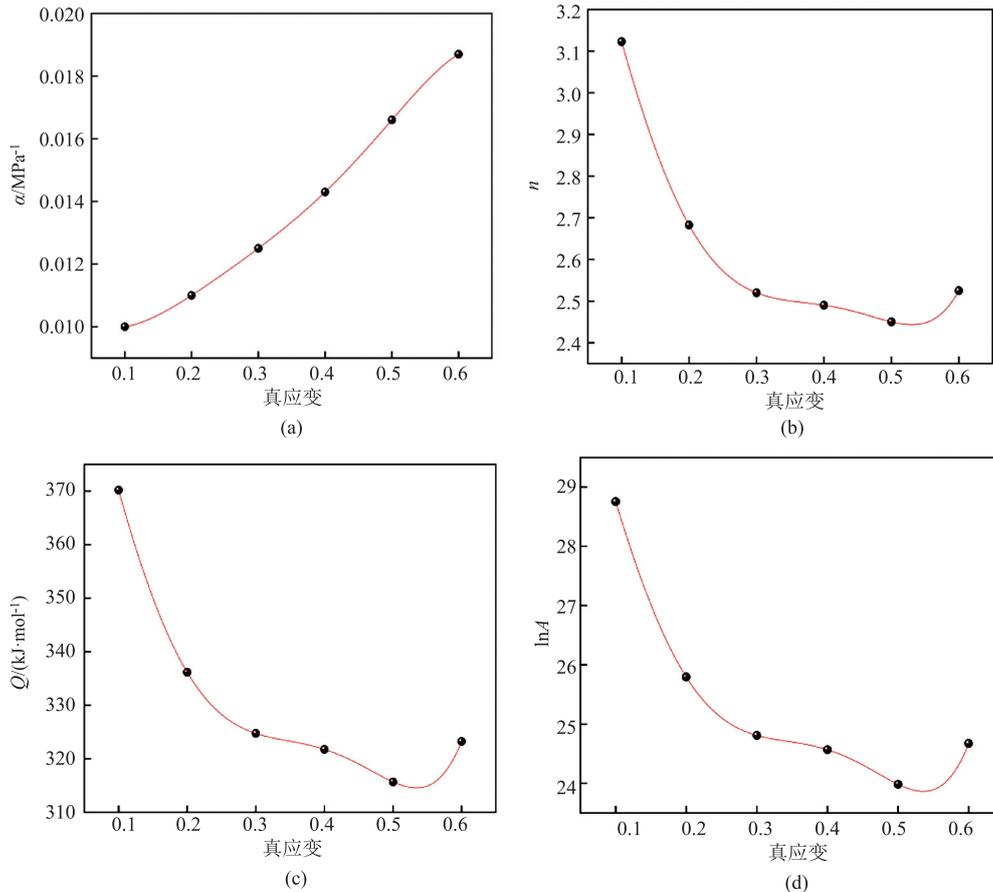


图 6 各参数与真应变的五次拟合曲线

(a) α (b) n (c) Q (d) $\ln A$

Fig. 6 Fifth-order fitting curves of each parameter and true strain

在得到各参数与真应变的关系后, 将式 (10) 代入到式 (11)、式 (12) 中即可得到特定应变条件下的流变应力。

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (11)$$

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z(\varepsilon)}{A(\varepsilon)} \right)^{\frac{1}{n(\varepsilon)}} + \left[\left(\frac{Z(\varepsilon)}{A(\varepsilon)} \right)^{\frac{2}{n(\varepsilon)}} + 1 \right]^{0.5} \right\} \quad (12)$$

计算不同温度、应变速率、应变条件下流

变应力, 并与实际值进行对比分析即可确认修正方程的准确性。理论应力值与实际应力值的对比关系如图 7 所示, 其中曲线为实际应力, 数据点为理论应力。由图 7 可知, 温度为 1173 K 时, 在不同应变速率条件下, 理论计算值与实际应力值均存在一定的偏差。温度为 1273、1373 和 1473 K 时, 应变速率对理论计算值与实际应力值影响很小, 吻合程度较高。总体而言, 在该实验条件下, 模型修正后计算的流变应力与实际应力值较为吻合。

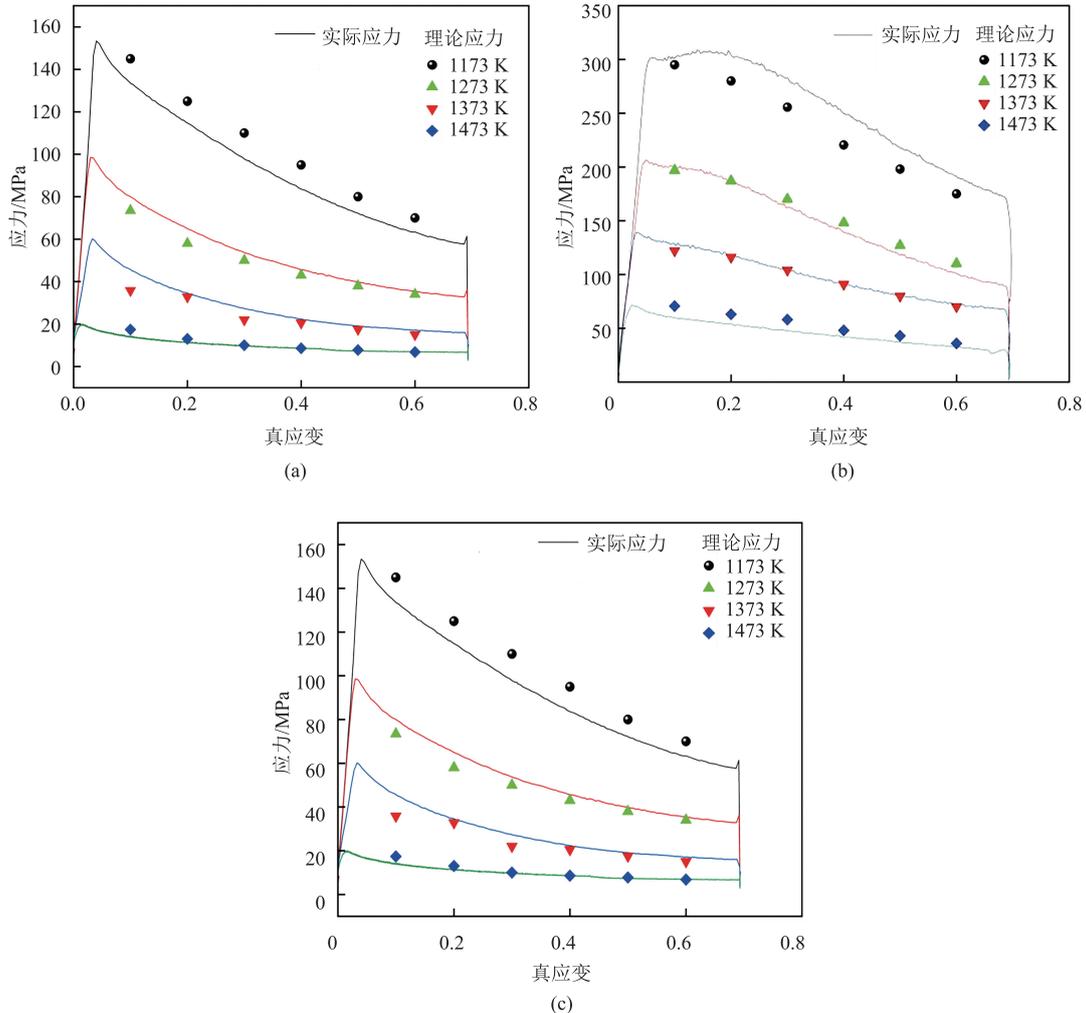


图 7 不同应变速率下 $\text{Fe}_2\text{Ni}_2\text{CrAl}$ 合金的理论计算值与实际值对比

(a) 0.001 s^{-1} (b) 0.01 s^{-1} (c) 0.1 s^{-1}

Fig. 7 Comparison of theoretical calculation values and actual values of $\text{Fe}_2\text{Ni}_2\text{CrAl}$ alloy at different strain rates

2.4 热加工图的构建

热加工图作为材料热加工性能的总表征方法, 便于确定热加工过程的相关参数及控制材料组织结构。同时还可以根据热加工图来分析材料的失稳条件及加工过程工艺的优化。

2.4.1 功率耗散

动态材料模型 (Dynamic Material Model, DMM)

是联系材料热变形参数与组织结构、变形机理的重要工具^[22-24]。该模型将热变形过程的相关参数用式 (13) 来表达:

$$P = G + J = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma \quad (13)$$

式中: P 为输入总能量; G 为能量耗散量; J 为能量耗散协量。

当应力保持不变时, 应变速率敏感指数 m 的表达式为^[19-20]:

$$m = \frac{dJ}{dG} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (14)$$

能量耗散因子 η 表示材料在变形过程中的功率耗散率^[19-20]:

$$\eta = \frac{\frac{\Delta J}{\Delta P}}{\left(\frac{\Delta J}{\Delta P}\right)_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (15)$$

式中: ΔP 、 ΔJ 分别为输入总能量和能量耗散协量的变化量。

在功率耗散图中, 能量耗散因子 η 的大小代表了材料的易加工性, 但是并不能准确表达出材料的加工性能。因此, 为得到材料的最佳加工工艺, 还需要根据失稳判据对应的失稳图^[23-24]判断。

2.4.2 失稳判据

在材料的热加工过程中, 有时会发生失稳现象。采用学者 Prasad Y V R K 等^[24]的耗散失稳准则, 如式 (16) 所示:

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

式中: ξ 为失稳因子。

2.4.3 热加工图

将功率耗散图和失稳图二者叠加重合在一起可得到完整的热加工图, 应变为 0.5 时 Fe₂Ni₂CrAl 高熵合金的热加工图如图 8 所示。

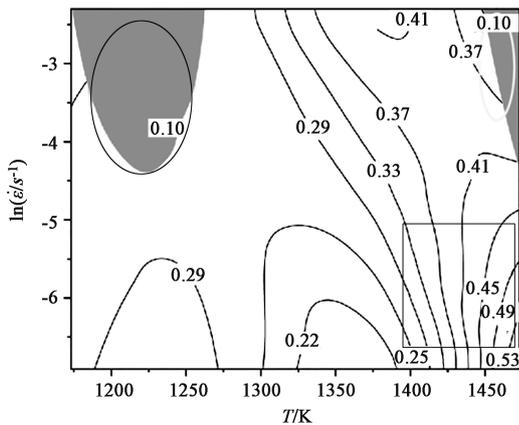


图 8 Fe₂Ni₂CrAl 高熵合金的热加工图

Fig. 8 Hot processing map of Fe₂Ni₂CrAl high-entropy alloy

图 8 中阴影部分 (圆圈标注区域) 为失稳区, 材料在热加工过程中应该尽量避开此区域。通常认为能量耗散因子在 0.23~0.6 区间时, 动态再结晶

基本完成^[25]; 如图 8 中方框区域所示, 此时组织稳定, 适合进行热加工。由图 8 可知, 应变为 0.5 时, 该材料的最佳热加工参数为: 温度为 1420~1473 K, 应变速率为 0.001 s⁻¹。

3 结论

(1) 在应变速率为 0.001~0.1 s⁻¹ 和温度为 1173~1473 K 的条件下, 流变应力曲线呈现出动态再结晶的相关特征, 尤其是在 1473 K 下发生了动态回复。

(2) 与真应变存在一定关系的材料参数 $\ln A$ 、 n 、 α 、 Q , 经过五次多项式拟合后对流变应力表现出较好的预测精度。

(3) 经过对相关数据的求解, 计算出 Fe₂Ni₂CrAl 高熵合金的热变形激活能 $Q = 400.831 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。

(4) 结合相关数据和模型, 计算出应变为 0.5 时该合金的本构方程和参数 Z 的表达式分别为: $\dot{\epsilon} = 4.1168 \times 10^{13} \times [\sinh(0.009\sigma)]^{3.70645} \times \exp(-\frac{400831}{RT})$, $Z = 4.1168 \times 10^{13} \times [\sinh(0.009\sigma)]^{3.70645} = \dot{\epsilon} \exp(\frac{400831}{RT})$ 。

参考文献:

- [1] Yeh J W, Chen S K, Lin S J, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2004, 6 (5): 299-303.
- [2] Lu Y P, Dong Y, Guo S, et al. A promising new class of high-temperature alloys: Eutectic high-entropy alloys [J]. *Scientific Reports*, 2014, 4 (1): 6200.
- [3] Lu Y P, Gao X Z, Jiang L, et al. Directly cast bulk eutectic and near-eutectic high entropy alloys with balanced strength and ductility in a wide temperature range [J]. *Acta Materialia*, 2017, 124: 143-150.
- [4] Stallybrass C, Schneider A, Sauthoff G. The strengthening effect of (Ni, Fe) Al precipitates on the mechanical properties at high temperatures of ferritic Fe-Al-Ni-Cr alloys [J]. *Intermetallics*, 2005, 13 (12): 1263-1268.
- [5] Qiao L, Zhu J C. Unveiling the compressive behavior of Fe₂Ni₂CrAl high entropy alloy: A combined molecular dynamics and finite element study [J]. *Materials Today Communications*, 2023, 34: 105296.
- [6] Qiao L, Ramanujan R V, Zhu J C. Uncovering wear mechanism of

- a Fe₂Ni₂CrAl multi-principal elements alloy [J]. *Journal of Materials Science*, 2023, 58: 2660–2675.
- [7] Molina V R, Weisheit A, Gein S, et al. Laser metal deposition of ultra-fine duplex AlCrFe₂Ni₂-based high-entropy alloy [J]. *Frontiers in Materials*, 2020, 7: 275.
- [8] 付志强. AlCrFeNi-M 系高熵合金及其复合材料组织与性能研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2012.
Fu Z Q. Research on Microstructure and Properties of AlCrFeNi-M High-entropy Alloys and Its Composites [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2012.
- [9] 嵇爽, 张彩军, 赵英利, 等. 节镍型高氮奥氏体不锈钢热压缩行为研究 [J]. *热加工工艺*, 2017, 46 (14): 82–84, 88.
Ji S, Zhang C J, Zhao Y L, et al. Research on hot compression behavior of low-nickel high nitrogen austenitic stainless steel [J]. *Hot Working Technology*, 2017, 46 (14): 82–84, 88.
- [10] 赵媛媛, 秦森, 冯捷, 等. Al, Ni 对 1Cr9Al (1~3) Ni (1~7) WVNb 钢热变形行为的影响 [J]. *金属学报*, 2020, 56 (7): 960–968.
Zhao M M, Qin S, Feng J, et al. Effect of Al and Ni on hot deformation behavior of 1Cr9Al(1~3)Ni(1~7)WVNb steel [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56 (7): 960–968.
- [11] 郭春成, 亓海全, 迟宏宵, 等. 1900 MPa 级耐热轴承钢的热变形行为与热加工图 [J]. *金属热处理*, 2024, 49 (4): 26–34.
Guo C C, Qi H Q, Chi H X, et al. Thermal deformation behavior and hot processing maps of 1900 MPa grade heat-resistant bearing steel [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2024, 49 (4): 26–34.
- [12] 刘庆琦, 卢晔, 张翼飞, 等. Al19.3Co15Cr15Ni50.7 高熵合金的热变形行为 [J]. *金属学报*, 2021, 57 (10): 1299–1308.
Liu Q Q, Lu Y, Zhang Y F, et al. Thermal deformation behavior of Al19.3Co15Cr15Ni50.7 high entropy alloy [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2021, 57 (10): 1299–1308.
- [13] Ning Y Q, Wang T, Fu M W, et al. Competition between work-hardening effect and dynamic-softening behavior for processing as-cast GH4720Li superalloys with original dendrite microstructure during moderate-speed hot compression [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 642: 187–193.
- [14] 易幼平, 杨积慧, 蔺永诚. 7050 铝合金热压缩变形的流变应力本构方程 [J]. *材料工程*, 2007 (4): 20–22, 26.
Yi Y P, Yang J H, Lin Y C. Flow stress constitutive equation of 7050 aluminum alloy during hot compression [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2007 (4): 20–22, 26.
- [15] 王艳, 王明家, 蔡大勇, 等. 高强度奥氏体不锈钢的热变形行为及其热加工图 [J]. *材料热处理学报*, 2005 (4): 65–68, 4.
Wang Y, Wang M J, Cai D Y, et al. Hot deformation behaviour and its processing map of a new austenitic stainless steel [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2005 (4): 65–68, 4.
- [16] Lin Y C, Xu W D, Jiao D, et al. Constitutive models for high-temperature flow behaviors of a Ni-based superalloy [J]. *Materials and Design*, 2014, 59: 115–123.
- [17] Sellars C M, Mcgertag W J. On the mechanism of hot deformation [J]. *Acta Metallurgica*, 1966, 14 (9): 1136–1138.
- [18] Bruni C, Forcellese A, Gabrielli F. Hot workability and models for flow stress of NIMONIC 115 Ni-base superalloy [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 125–126: 242–247.
- [19] Weertman J. Zener-Stroh crack, Zener-Hollomon parameter, and other topics [J]. *Journal of Applied Physics*, 1986, 60 (6): 1877–1887.
- [20] Medina S F, Hernandez C A. General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels [J]. *Acta Materialia*, 1996, 44 (1): 137–148.
- [21] Jafari M, Najafzadeh A. Correlation between Zener-Hollomon parameter and necklace DRX during hot deformation of 316 stainless steel [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2009, 501 (1–2): 16–25.
- [22] 任喜强, 王程昊, 齐艳飞, 等. Fe-28Mn-10Al-1C-3Cu 轻质钢的热变形行为及热加工图 [J]. *中国冶金*, 2024, 34 (4): 88–95.
Ren X Q, Wang C H, Qi Y F, et al. Thermal deformation behavior and hot processing map of Fe-28Mn-10Al-1C-3Cu lightweight steel [J]. *China Metallurgy*, 2024, 34 (4): 88–95.
- [23] Prasad Y V R K, Rao K P, Sasidhara S. *Hot Working Guide: Compendium of Processing Maps* [M]. ASM International, 2015.
- [24] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. Modelling of hot deformation for microstructural control [J]. *Metallurgical Reviews*, 1998, 43 (6): 243–258.
- [25] 李悦, 梁力文, 王青峰, 等. Fe-28Mn-7Al-1.1C 奥氏体钢的热变形行为 [J]. *上海金属*, 2024, 46 (6): 1–10.
Li Y, Liang L W, Wang Q F, et al. Hot deformation behavior of Fe-28Mn-7Al-1.1C austenitic steel [J]. *Shanghai Metals*, 2024, 46 (6): 1–10.

