

# 基于 3D 热加工图的节镍型高锰奥氏体不锈钢的热变形特性

丁浩晨<sup>1</sup>, 赵艳君<sup>1,2</sup>, 韦宗繁<sup>1</sup>, 何玉花<sup>1</sup>, 秦瑞雪<sup>1</sup>, 郑义<sup>1</sup>, 郭宇轩<sup>1</sup>, 邓永杰<sup>1</sup>

(1. 广西大学 资源环境与材料学院, 广西 南宁 530004)

(2. 广西大学 广西有色金属及特色材料加工重点实验室, 广西 南宁 530004)

**摘要:** 为优化较大变形量节镍型奥氏体不锈钢热轧工艺, 在 Gleeble-3500 热力模拟试验机上对 1Cr14Mn10Ni1.57 不锈钢进行了温度 950~1250 °C, 应变速率 0.01~5.0 s<sup>-1</sup>, 应变为 0.36、0.69 和 0.92 的等温热压缩实验。建立了基于应变影响三维热加工图, 使用 Arrhenius 型本构方程计算出了 3 种应变下的热激活能, 联系微观组织分析了热加工图受应变影响的演变行为。结果表明: 当真应变从 0.36 增加到 0.69 和 0.92 时, 热激活能  $Q$  从 501.66 kJ/mol 分别下降到 427.45 和 424.86 kJ/mol, 材料的动态软化效应在 0.36~0.69 应变区间内显著增强; 热加工图显示, 峰值区域和谷值区域会随着应变的增加向低温和高速方向移动, 这是由于应变输入的总能量增加导致的; 实验钢在热加工图中存在 3 个峰值区域, 0.69 真应变, 1175~1225 °C, 1.0~5.0 s<sup>-1</sup> 的条件下能够达到最高 38% 的热加工功率耗散效率, 这与高应变速率下的升温有关; 随着应变增加到 0.69 和 0.92, 失稳区域的面积先增大后减小; 应力应变曲线和微观组织证明, 高功率的区域的软化机制为动态再结晶, 失稳区域表现为不连续动态再结晶和动态回复。

**关键词:** 1Cr14Mn10Ni1.57; 节镍型奥氏体不锈钢; 3D 热加工图; 动态再结晶

**中图分类号:** TG335.11

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2022)07-2608-09

在奥氏体不锈钢中, 镍是主要的合金元素, 其主要作用是形成并稳定奥氏体, 使不锈钢获得良好的强度、塑性和韧性。然而镍是一种稀有金属, 奥氏体不锈钢的生产消耗了大量的镍元素, 造成其产品价格居高不下, 不利于节约资源型材料的发展。因此低镍和无镍奥氏体不锈钢的开发至关重要。低镍奥氏体不锈钢是在传统不锈钢的基础上, 减少贵金属 Ni 的使用, 添加 Mn、N 等元素获得室温下单一奥氏体组织的经济型不锈钢。Mn 也是奥氏体稳定元素, 并且可以提高 N 的溶解度。因此通过以 Mn 代 Ni 的方式, 可以降低奥氏体不锈钢中 Ni 的含量, 降低了生产成本, 还可以获得更高的强度和耐点蚀性<sup>[1-7]</sup>。

为了使节镍型奥氏体不锈钢获得更好的综合力学性能, 在热力耦合作用下的热变形特征的研究至关重要<sup>[8-13]</sup>。Moon 等人<sup>[12]</sup>研究了 Mn18Cr18N 节镍型不锈钢的热变形行为, 建立了在 0.5 真应变下的热加工图, 变形机制主要为动态再结晶, 在热加工图中不稳定区域加工出现了 Cr<sub>2</sub>N 引起的晶间脆性开裂, 严重降低了性能; Chen 等人<sup>[13]</sup>构建了 Mn18Cr18N 节镍型奥氏体

不锈钢的热加工图, 发现了高应变速率和低应变速率 2 个动态再结晶区域, 并且随着应变的增大, 该钢的热加工稳定性下降; 在实际生产中, 提高 N 含量工艺难度较大, 以 Mn 部分替代 Ni 的方式比以 Mn、N 部分替代 Ni 更具有工艺可行性<sup>[14,15]</sup>。

近年来, 以 Mn 部分代 Ni 型奥氏体不锈钢的高温变形参数对微观组织演变和金属流动行为的研究较少, 特别是当 Mn 质量分数大于 6.0% 的节 Ni 型奥氏体不锈钢的热变形行为的研究少之又少。热加工图作为研究金属热变形行为的主要手段, 结合应力-应变曲线和显微组织可以优化金属的热变形工艺参数, 获得热变形的失稳区等<sup>[16-18]</sup>。使用 3D 热加工图能够同时表示应变、变形温度和应变速率对热加工效率和稳定性的影响, 表现为功率区域的变化, 其本质是热变形机制的改变<sup>[19-22]</sup>。通过电子衍射背散射 (electron backscattered diffraction, EBSD) 技术可以分析微观组织的变化和晶界角差分布, 从而判断该区域的热变形机制<sup>[23,24]</sup>。本工作以 1Cr14Mn10Ni1.57 高锰节镍型奥氏体不锈钢为研究对象, 建立了其在 950~1250 °C 的变形温度、0.01~5.0 s<sup>-1</sup>

收稿日期: 2021-07-22

基金项目: 国家自然科学基金 (51661004); 广西创新驱动项目 (桂科 AA18242003-3); 广西有色金属及特色材料加工重点实验室项目 (GXYSF1809)

作者简介: 丁浩晨, 男, 1996 年生, 硕士生, 广西大学资源环境与材料学院, 广西 南宁 530004, E-mail: hcdingxu@163.com

的应变速率和 0.36~0.92 的真应变下的三维热加工图, 分析了表观热激活能、应力-应变曲线、显微组织与热加工图演变的关联规律, 得出了最佳热加工区间和失稳区域, 讨论了应变对软化机制的影响。

## 1 实验

### 1.1 实验材料

1Cr14Mn10Ni1.57 节镍型奥氏体不锈钢的成分如表 1 所示。从厚度为 30 mm 的热轧板上垂直于轧制方向切下直径 8 mm, 高度 12 mm 的圆柱形压缩试样, 经 1050 °C、30 min 固溶处理后进行压缩实验。

### 1.2 热压缩实验方法

轴向等温压缩在 Gleeble-3500 热力模拟系统上进行, 试样两端用 800#砂纸打磨后, 涂抹石墨片和润滑剂 (75% 石墨+20% 机油+5% 硝酸三甲苯脂) 以减少摩擦对压缩稳定性的影响。热压缩的工艺路线如图 1 所示, 形变温度分别为 950~1250 °C, 真应变为 0.36、0.69 和 0.92, 变形速率为 0.01、0.1、1.0、2.5 和 5.0 s<sup>-1</sup>, 变形之后水淬以保留高温组织。

### 1.3 热激活能的计算

使用 Arrhenius 型模型, 通过不同应变速率和变形温度下得到的应力-应变曲线构建本构方程, 进而得出不同应变量下的热变形激活能 ( $Q$ )。使用变形热激活能  $Q$  来描述, 随着应变的变化, 合金变形要越过的势垒。根据 Arrhenius 型模型, 材料热变形的流变应力可用下式(1)~(3)描述<sup>[25,26]</sup>:

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

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp(-Q/RT), \alpha\sigma > 0.8 \quad (2)$$

表 1 1Cr14Mn10Ni1.57 节镍型奥氏体不锈钢的成分

Table 1 Chemical composition of 1Cr14Mn10Ni1.57 saving nickel section austenitic stainless steel ( $\omega/\%$ )

C	Cr	Mn	Ni	P	Si	S	Fe
0.088	14.0	10.08	1.57	0.036	0.38	0.007	Bal.

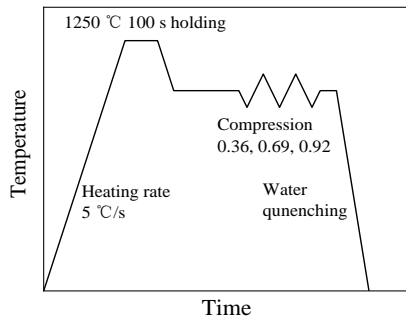


图 1 高温热压缩实验流程图

Fig.1 Experimental procedures for hot compression

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^m \exp(-Q/RT), \text{ for all } \sigma \quad (3)$$

式中,  $Q$  是材料的变形热激活能 (kJ/mol),  $R$  是空气常数 (8.314 J·mol<sup>-1</sup>·K<sup>-1</sup>),  $\dot{\epsilon}$  是变形速率 (s<sup>-1</sup>),  $\sigma$  是形变应力 (MPa),  $T$  是形变温度 (K),  $\alpha$ 、 $A$ 、 $A_1$  和  $A_2$  都是材料常数,  $m$ 、 $\beta$  和  $n$  都是变形速率敏感因子, 并且有  $\alpha=\beta/n$ 。

根据式(3), 可得到式(4):

$$Z = A [\sinh(\alpha\sigma)]^m = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (4)$$

式中,  $Z$  是应变速率补偿常数。Zener 等人<sup>[27]</sup>提出  $Z$  参数来进一步提高方程的精度。对式(1)~(4)等式两边同时求对数, 可以得出式(5)~(8):

$$\ln \dot{\epsilon} = n \ln \sigma + \ln A - Q/RT \quad (5)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + \beta\sigma - Q/RT \quad (6)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + m \ln [\sinh(\alpha\sigma)]^n - Q/RT \quad (7)$$

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

在上述数学变换的基础上, 可以得到不同热变形条件下的一系列线性回归直线及其方程, 通过对这些直线斜率的计算可以得到参数  $n$ ,  $m$ ,  $\beta$  的值。根据公式(7), 可以得到如下公式(9):

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

根据上式可以通过不同应变速率下的  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-10^3/T$  的线性回归方程斜率求出参数  $S$  的值。在此基础上, 参数  $Z$  的值可以通过式(4)计算得出。另外, 根据式(8)可以求出  $\ln A$ 。综上, 该实验钢  $Z$  参数修正后的 Arrhenius 本构方程所需的全部未知参数均可求出。

### 1.4 使用动态材料模型建立热加工图

动态材料模型 (dynamic material model, DMM) 常用于描述金属材料的热变形行为, 能够通过建立热加工图反映金属材料在不同热加工条件下的热加工性能和稳定性<sup>[28-30]</sup>。动态材料理论认为, 材料在进行热加工时, 外界输入的能量有 2 个流向: 一部分能量用于材料的变形, 而另一部分用于组织演变<sup>[28]</sup>。其一般表达式为式(10)。

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

式中,  $P$  是外界输入的总能量,  $G$  是用于塑性变形的能量,  $J$  是用于组织演变的能量。多引入应变速率敏感参数  $m$  来表示应变速率  $\dot{\epsilon}$  和应力  $\sigma$  的比值, 如式(11)所示。

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \quad (11)$$

式中,  $K$  是材料常数, 式(11)也可表达为式(12):

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\partial (\ln \sigma)}{\partial (\ln \dot{\epsilon})} \quad (12)$$

将  $m=1$  时的耗散定义为最大理想耗散  $J_{\max}$ :

$$J_{\max} = \frac{1}{2} \sigma \dot{\epsilon} \quad (13)$$

理想耗散下的  $J_{\max}$  与  $P$  应为线性关系, Prasad 等人<sup>[28]</sup>将变形中实际用于组织变化的能量  $J$  与理想耗散  $J_{\max}$  的比值定义为功率耗散因子  $\eta$ , 如式(14)所示。基于  $\eta$  在  $\ln \dot{\epsilon} - T$  体系中的变化趋势, 可以构建材料的功率耗散图。

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

耗散因子高只能说明材料的组织演变剧烈, 要整体评判材料的热加工性能, 需要结合材料的热加工稳定性来讨论, 一般使用 Prasad 等人<sup>[29]</sup>提出的失稳判据  $\xi$ , 如式(15)所示。

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln[m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} < 0 \quad (15)$$

当  $\xi < 0$  的时候, 认为该条件处于加工的失稳区域。基于式(15)可以构建流变失稳图, 将功率耗散图和流变失稳图叠加即可得到某一真应变下的热加工图。

## 2 结果与讨论

### 2.1 真应力-真应变曲线

图 2 是 1Cr14Mn10Ni1.57 在真应变为 0.69, 不同应变速率下的真应力-真应变曲线。在变形的开始阶段, 应力随着应变的增加而增加, 曲线快速上升, 表

明加工硬化作为主导机制; 当应力达到峰值之后, 曲线的上升态势趋于平缓, 表现出明显的动态软化特征。

当应变速率较低时, 如图 2a 所示, 流变应力在到达峰值之后处于平稳或下降状态, 位错的增值速率小于位错移动和泯灭的速率, 材料的动态软化效果占据优势, 表现为动态再结晶型曲线; 随着温度的上升, 如图 2b 所示, 位错运动所需要越过的势垒降低, 满足了热力学条件, 所需动力学条件降低, 发生动态再结晶所需的位错密度降低, 即达到流变应力峰值所需的应变减少, 曲线到达峰值后的斜率减小, 这也说明动态再结晶的软化效应比动态回复更明显。当应变速率较高时, 如图 2e 所示, 流变应力未出现明显的峰值, 动态软化效果不显著, 表现为典型的动态回复型应力应变曲线。实验钢在高速低温条件下软化机制为动态回复, 在低速高温下的机制为动态再结晶。

### 2.2 热加工图

2D 热加工图通常用于描述材料的热变形行为, 却忽略了应变对功率耗散效率( $\eta$ )和热加工稳定性的影响<sup>[21,22]</sup>。图 3 为真应变从 0.36~0.92 变化时 1Cr14Mn10Ni1.57 不锈钢的 3D 热加工图, 阐述了热加工功率不仅随变形温度和应变速率的改变而改变, 而且随应变的改变而改变。图 4 表示的是 2D 热加工图, 是图 3 功率耗散图和热加工失稳图在真应变为 0.36, 0.69 和 0.92 时的剖面图。

由图 3a 可知, 随着真应变从 0.36 增加到 0.92,

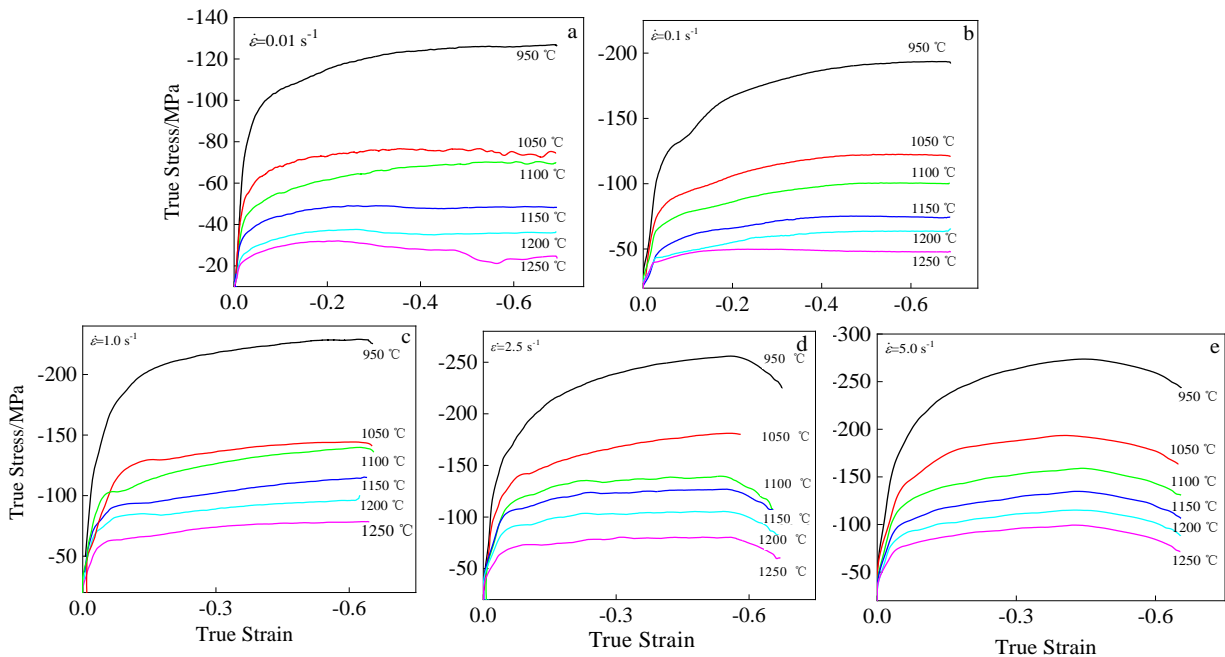


图 2 实验钢在真应变为 0.69 时, 不同应变速率下的真应力-真应变曲线

Fig.2 True stress-true strain curves of experimental steel at true strain of 0.69 and different strain rates: (a)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ , (b)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , (c)  $1.0 \text{ s}^{-1}$ , (d)  $2.5 \text{ s}^{-1}$ , and (e)  $5.0 \text{ s}^{-1}$

功率耗散效率明显变化。功率耗散效率的峰值主要出现在高温区域（接近 1250 °C）。当真应变从 0.36 提升到 0.69 时，功率耗散效率峰值从 28% 提升到 38%；当真应变增加到 0.92 时，功率耗散效率峰值下降到 31%。高效率区域的位置从 1250 °C/0.01 s<sup>-1</sup> 附近转变到 1200 °C/5.0 s<sup>-1</sup> 附近；当应变为 0.92 时，该区域转变到 1150 °C/0.3~1.0 s<sup>-1</sup> 附近。

图 3b 表现了热加工稳定性随应变的变化趋势。当应变为 0.36 时，只在 950 °C/5.0 s<sup>-1</sup> 附近区域有较小的流变失稳区，其他大部分区域都处于稳态；当真应变增加到 0.69 时，该流变失稳区，扩大到 950~1100 °C/0.15~5.0 s<sup>-1</sup> 范围，并且在 1050 °C/0.01 s<sup>-1</sup> 和 1200 °C/0.5 s<sup>-1</sup> 附近出现了新的失稳区；当真应变增加到 0.92 时，热加工图稳定性增强，低温失稳区收缩，高温失稳区完全消失。即随着应变的增加，实验钢的热加工稳定性先减弱再增强。

图 4a 为真应变为 0.36 时实验钢的热加工图，图中主要出现了 3 个峰值区域和 2 个谷值区域：峰值区域 A 位于 975~1075 °C 之间，应变速率为 0.01 s<sup>-1</sup> 的范

围内， $\eta$  值最高为 22%；峰值区域 B 和 C 位于 1200~1250 °C 之间，应变速率分别为 5.0 和 0.01 s<sup>-1</sup>， $\eta$  值最高为 28%；谷值区域 A 包括了 950~1100 °C/0.08~5.0 s<sup>-1</sup> 的大面积区域，功率耗散因子 ( $\eta$ ) 最低为 11%；谷值区域 B 在 1100~1150 °C 的狭窄区域从 0.01 s<sup>-1</sup> 向高应变速率方向延伸。

当真应变达到 0.69 时，如图 4b 所示，峰值区域 A 向高速率方向移动到了应变速率为 0.3 s<sup>-1</sup> 附近，扩大并展露出完整的功率等高线；峰值区域 B 向低温方向移动到 1175~1225 °C/1~5 s<sup>-1</sup> 附近，扩大的同时  $\eta$  最大值提高到了 38%，为最优热加工参数。峰值区域 C 向低温方向略微移动。谷值区域 A 向低温高速方向移动到了 950 °C/5.0 s<sup>-1</sup> 附近；谷值区域 B 有所扩大。当真应变为 0.92 时，如图 4c 所示，加工图中大部分区域的  $\eta$  都超过 25%。峰值区域 A 继续向低温高

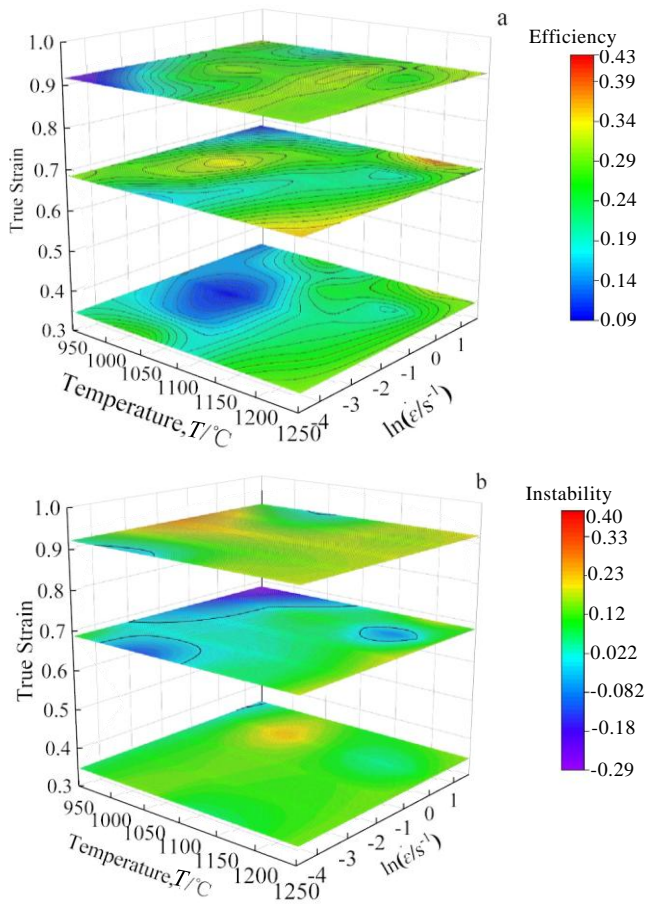


图 3 实验钢的 3D 功率耗散图和加工失稳图

Fig.3 3D power dissipation diagram (a) and process instability diagram (b) of the experimental steel

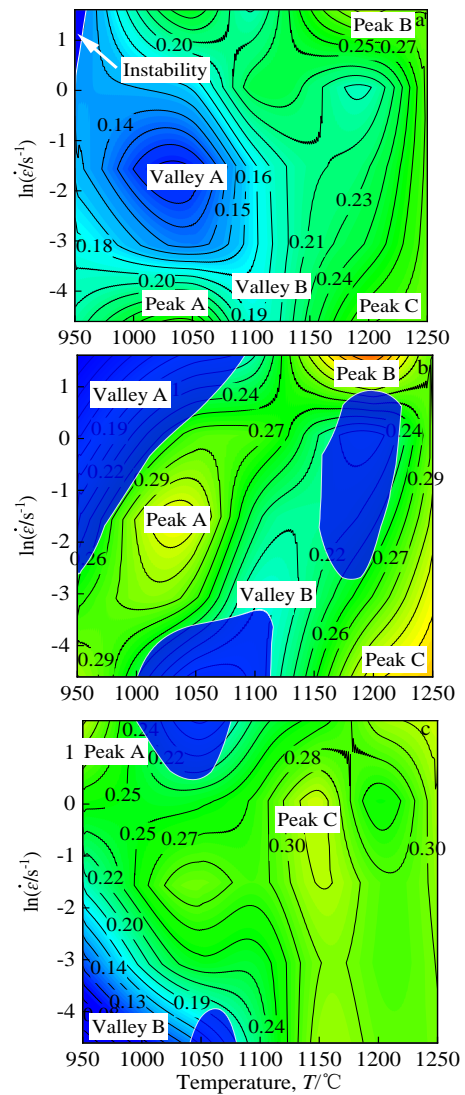


图 4 实验钢在不同真应变下的 2D 热加工图

Fig.4 2D hot processing maps of experimental steel at true strains of 0.36 (a), 0.69 (b) and 0.92 (c)

速方向移动到了 950 °C/1.0 s<sup>-1</sup> 附近；峰值区域 C 也向低温高速方向移动；谷值区域 B 向低温方向移动到了 950 °C 附近，扩大并覆盖了 950~1050 °C/0.01~0.08 s<sup>-1</sup> 的区域；峰值区域 B 和谷值区域 A 在图 4b 已经处于热加工图的 5.0 s<sup>-1</sup> 临界位置，当应变进一步加大、总能量进一步提高的情况下，向低温高速方向移动，超出了实验区域的显示范围。总的来说，特征区域向高应变速率方向移动的倾向更加明显，这提示了该实验钢可能对应变速率更加敏感。

由于应变的增加使材料中的畸变能提升，位错运动和晶界迁移的驱动力随之增强，要求的温度降低，时间随之减小，因此，特征区域有向着低温高速区域运动的趋势。这种趋势表现为热变形软化机制的转变，其机理需要通过表观热激活能、真应力-真应变曲线和显微组织表征协同判断。

### 2.3 从表观热激活能验证热加工图

通过对本构方程的求解，得出了如表 2 所示在不同应变下的 A、α、n、Q 4 项参数，其中 Q 表示随着应变的改变，合金变形要越过的势垒<sup>[22]</sup>。

线性相关系数 R\* 和平均相对误差 (average absolute relative error, AARE) 用于描述预测应力与实验应力的误差，从而验证方程的精度。本构方程的精度可由式 (16) 和式 (17) 来表示：

$$R^* = \frac{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})(P_i - \bar{P})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})^2 \sum_{i=1}^N (P_i - \bar{P})^2}} \quad (16)$$

$$AARE = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{E_i - P_i}{E_i} \right| \times 100\% \quad (17)$$

式中，E<sub>i</sub> 是实测得的流动应力，P<sub>i</sub> 是由建立的本构模型预测的流动应力， $\bar{E}$  和  $\bar{P}$  分别是 E<sub>i</sub> 和 P<sub>i</sub> 的平均值，N 是取值数量。0.36、0.69 和 0.92 真应变下实测应力与预测应力的线性相关关系如图 5 所示，对应的 R\* 和 AARE 如表 3 所示。

如图 5 所示，当真应变为 0.36，0.69 和 0.92 时，模型的 R\* 和 AARE(%) 值表明所得的本构模型精度高，所得表观热激活能 Q 能够反映材料的变形难度。当应变从 0.36 增加到 0.69 的时候，表观热激活能 Q 从 501.66 kJ/mol 降低到 427.45 kJ/mol，这指出材料的动态软化效果显著增强；而当应变增加到 0.92 的时候，激活能降低到 424.86 kJ/mol，下降幅度较小，约下降 2.59 kJ/mol。因此，可以认为，当应变从 0.69 增加到 0.92 时，动态软化效应并未随着应变的增加而显著提升，材料的软化机制可能发生转变。此外，由于节镍性奥氏体不锈钢作为较低层错能的金属材料，在热变形时发生动态再结晶难度较低，并且在应变速率增加时容易发生不连续动态再结晶 (discontinuous dynamic recrystallization, DDRX)<sup>[31,32]</sup>。

表 2 由本构方程得出的 1Cr14Mn10Ni.57 不锈钢 A、α、n 和 Q 参数值

Table 2 Parameter of A, α, N and Q of 1Cr14Mn10Ni.57 stainless steel derived from the constitutive equation

ε	A/s <sup>-1</sup>	α/MPa <sup>-1</sup>	n	Q/kJ mol <sup>-1</sup>
0.36	1.77×10 <sup>17</sup>	1.25×10 <sup>-2</sup>	5.4214	501.66
0.69	1.11×10 <sup>15</sup>	9.78×10 <sup>-3</sup>	4.7557	427.45
0.92	9.61×10 <sup>14</sup>	1.05×10 <sup>-2</sup>	4.9804	424.86

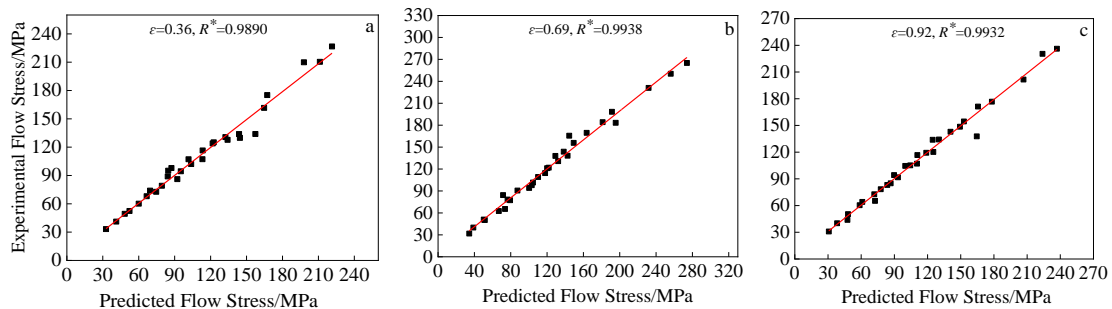


图 5 不同真应变下实测应力与预测应力的对比

Fig.5 Comparison of measured stress and predicted stress at true strains of 0.36 (a), 0.69 (b) and 0.92 (c)

表 3 由 1Cr14Mn10Ni.57 不锈钢本构方程得出的 R\* 和 AARE 的值

Table 3 Values of R\* and AARE of 1Cr14Mn10Ni.57 stainless steel derived from the constitutive equation

ε	R*	AARE/%
0.36	0.9890	2.77
0.69	0.9938	2.28
0.92	0.9932	4.29

### 2.4 从真应力-真应变曲线验证热加工图

为了验证热加工图的可靠性，有必要分析与图 4 中典型区域所对应的加工条件下的应力-应变曲线，并讨论随着变形进程，材料软化和硬化之间的竞争关系。

如图 6a 所示，位于热加工图中峰值区域 C (1250 °C/0.01 s<sup>-1</sup>) 的流动应力在真应变达到 0.36 后，动态软化占据优势，其功率耗散效率超过 28%，但由

于变形量较小, 再结晶程度不高, 还保留了一部分原始晶界, 提高了变形抗力; 与此同时, 热加工图中谷值 A 区域 ( $1050\text{ }^{\circ}\text{C}/1.0\text{ s}^{-1}$ ) 的应力在到达屈服极限之后, 加工硬化占据优势, 其功率耗散效率仅为 11%。

当应变达到 0.69 时, 如图 6b 所示, 峰值区域 B ( $1200\text{ }^{\circ}\text{C}/5.0\text{ s}^{-1}$ ) 的应力在到达屈服极限之后处于软化硬化僵持状态, 应变超过 0.45 后显著软化, 具有动态再结晶特征, 其功率耗散效率为 38%, 这与高应变速率较短应变时间下的变形热难以逸散所导致的温升有关; 与前者相比, 谷值区域 A ( $950\text{ }^{\circ}\text{C}/5.0\text{ s}^{-1}$ ) 的流动应力不具有明显的峰值, 软化机制表现为动态回复主导, 其功率耗散效率不足 12%, 并处于失稳区, 加工风险较高。

在应变 0.92 的图 6c 中, 峰值区域 C ( $1150\text{ }^{\circ}\text{C}/1.0\text{ s}^{-1}$ ) 的流动应力在 0.4 应变之前就达到了峰值, 随着应变的进一步增大, 表现出动态再结晶主导的稳态软化现象, 功率耗散效率为 31%。谷值 B 区域 ( $950\text{ }^{\circ}\text{C}/0.01\text{ s}^{-1}$ ) 具有典型的动态回复主导软化机制特征, 功率耗散效率仅为 5% [33]。

从真应力-真应变曲线中可以观察到, 在 0.36~0.69 真应变区间内, 处于高功率区域的流变应力先上升后下降, 软化效果显著增强; 在 0.69~0.92 真应

变区间内, 流变应力基本平稳, 动态软化与加工硬化处于僵持状态。这与表观热激活的变化趋势相一致。

### 2.5 从显微组织验证热加工图

当应变为 0.36 时, 图 7a 和 7b 所示分别为图 4a 中热加工图峰值区域和谷值区域的显微组织。由图 7a 可以看出图 4a 峰值区域 C ( $1250\text{ }^{\circ}\text{C}/0.01\text{ s}^{-1}$ ) 已经处于完全再结晶状态, 但是由于应变较小, 变形引入的位错密度较小, 造成晶粒较粗大, 一部分晶粒过度长大; 与图 7a 相比较, 对应图 4b 谷值 A 区域 ( $1050\text{ }^{\circ}\text{C}/1.0\text{ s}^{-1}$ ) 的图 7b 组织的晶粒被较高速率的变形破碎, 较低温度导致热力学条件不满足, 没有发现再结晶, 这与热加工图的预测相符合。

当应变达到 0.92 时, 图 7c 和图 7d 分别是图 4c 热加工图峰值区域 C 和谷值区域 B 的显微组织。图 7c ( $1150\text{ }^{\circ}\text{C}/1.0\text{ s}^{-1}$ ) 组织已经完成了再结晶, 但是功率耗散效率最高仅为 31%, 变形速率较快, 导致再结晶晶粒尺寸差异较大; 对比真应力-真应变曲线, 流动应力在达到峰值之后处于软化硬化僵持状态, 表现为典型动态再结晶曲线。图 7d ( $0.92/950\text{ }^{\circ}\text{C}/0.01\text{ s}^{-1}$ ) 组织发生不完全动态再结晶, 仍保留了部分原始晶粒, 流动应力曲线表现为波动上升, 可能造成失稳 [33-35]。

激活能和热加工图显示, 0.69 真应变是热加工图、

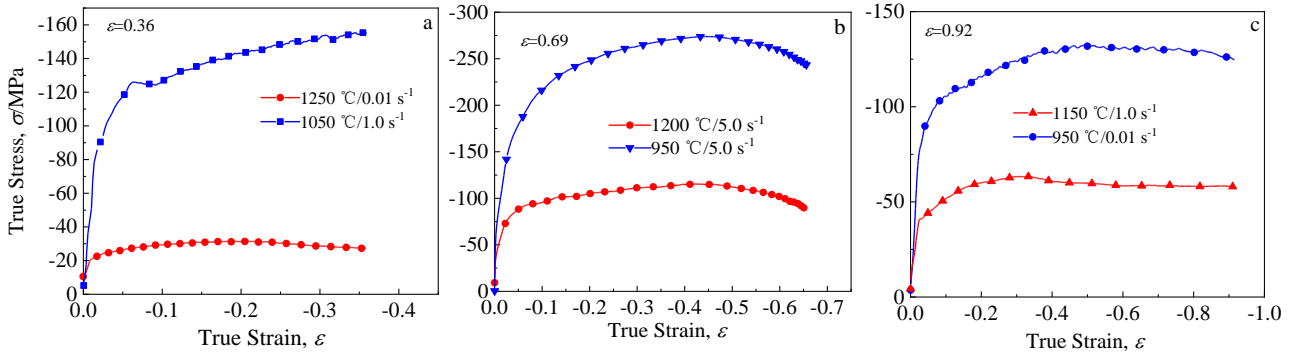


图 6 不同真应变下热加工区域对应的真应力-真应变曲线

Fig.6 True stress-true strain curves corresponding to hop processing area at strains of 0.36 (a), 0.69 (b) and 0.92 (c) (the red and blue curves correspond to the peak and valley regions, respectively)

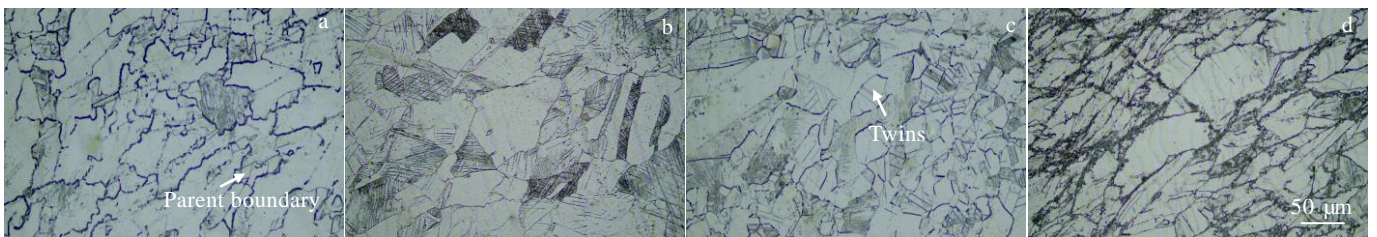


图 7 真应变为 0.36 和 0.92 及不同变形条件下的显微组织

Fig.7 Microstructures at true strains of 0.36 (a, b) and 0.92 (c, d), and different temperatures/strain rates: (a)  $1250\text{ }^{\circ}\text{C}/0.01\text{ s}^{-1}$ , (b)  $1050\text{ }^{\circ}\text{C}/1.0\text{ s}^{-1}$ , (c)  $1150\text{ }^{\circ}\text{C}/1.0\text{ s}^{-1}$ , and (d)  $950\text{ }^{\circ}\text{C}/0.01\text{ s}^{-1}$

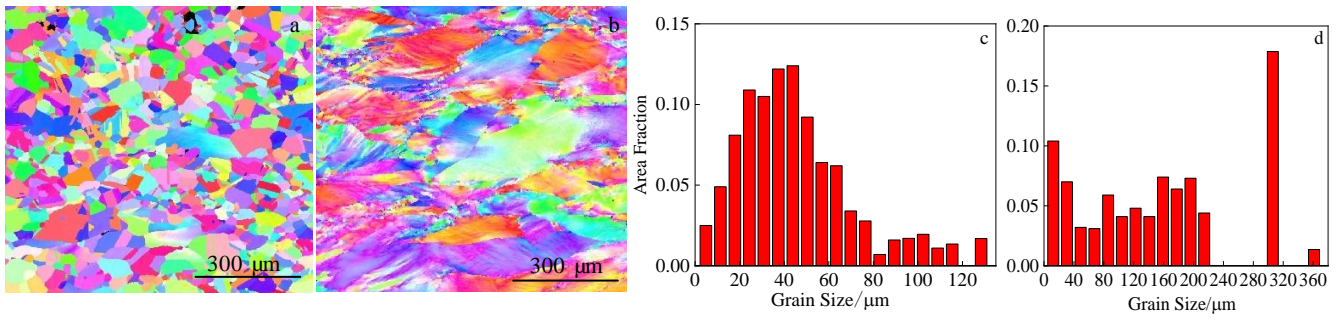


图 8 真应变为 0.69 时不同条件下实验钢的晶粒分布和晶粒尺寸统计

Fig.8 Grain size distribution (a, b) and grain size statistics (c, d) of experimental steel at true strain of 0.69 and different temperatures/strain rates: (a, c) 1200 °C/5.0 s<sup>-1</sup>, (b, d) 950 °C/5.0 s<sup>-1</sup>

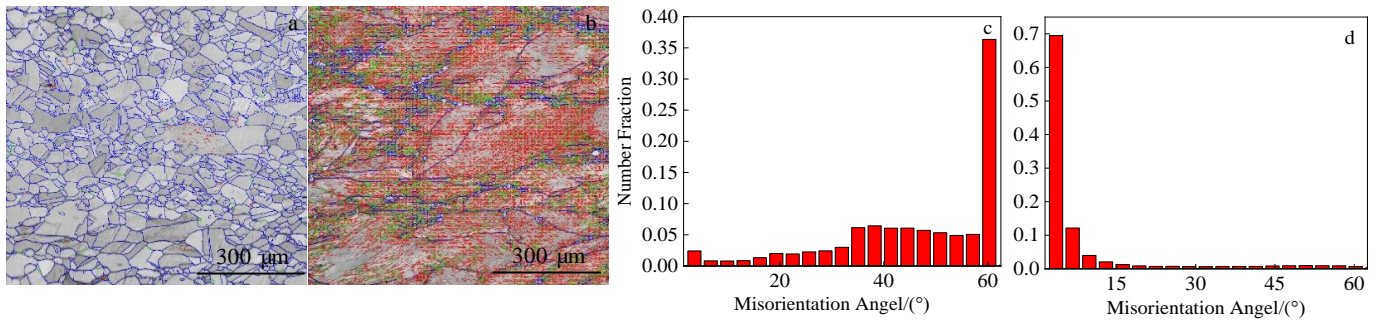


图 9 真应变为 0.69 时不同条件下实验钢的晶界角和晶界取向差分布

Fig.9 Grain boundary angle (a, b) and misorientation angle (c, d) distribution of experimental steel at true strain of 0.69 and different temperatures/strain rates: (a, c) 1200 °C/5.0 s<sup>-1</sup>, (b, d) 950 °C/5.0 s<sup>-1</sup>

热激活能以及应力应变曲线变化的转折点，因此有必要对 0.69 真应变的样品做 EBSD 分析，通过晶粒尺寸和晶界角判断其组织演变和软化机制。

当应变达到 0.69 时，如图 8a 和 8b 所示分别是图 4b 中热加工图峰值区域 B 和谷值区域 A 的显微组织，而图 8c 和 8d 是其对应的晶粒尺寸分布。图 8a (1200 °C /5.0 s<sup>-1</sup>) 中的显微组织表现为再结晶状态，其流动应力曲线在达到应力峰值之后软化显著。虽然峰值区域具有最高 38% 的功率耗散效率，但是由于应变速度过快，晶界缺少迁移时间，导致晶粒尺寸较小。

图 9 为真应变 0.69 时 1Cr14Mn10Ni1.57 不锈钢热加工图峰值区域 B 和谷值区域 A 的 EBSD 晶界图和取向差角分布图。在图 9a 和 9b 中，红色线条、绿色线条和蓝色线条分别代表 2°~5°、5°~15° 以及 15°~180° 的晶界。在峰值区域 B 对应的图 9a 中，显微组织中的晶界多以蓝色线条表示，只有少数晶粒内部有一些红色线条。这说明在 1200 °C，5.0 s<sup>-1</sup> 的条件下进行 0.69 真应变的热变形中出现了晶粒的形核转动与长大，与周围的晶粒产生了较大的取向差，发生了完全动态再结晶。而在谷值区域 A 对应的图 9b 中，显微组织的标识以红色线条为主，在晶界处有部分蓝色线条出现。这表明再结

晶晶粒在原始晶粒的晶界处形核，但由于温度较低，变形速率较高的因素，原始的小角度晶界未被取代，主要晶界类型为小角度晶界。也就是说，高功率区域 (1200 °C，5.0 s<sup>-1</sup>) 再结晶晶粒的长大是由小角度晶界转为大角度晶界并迁移导致的，可以判断其在热变形时，发生了连续动态再结晶 (continuous dynamic recrystallization, CDRX)，获得良好的热加工流动性；而在低功率区域 (950 °C/5.0 s<sup>-1</sup>) 发生的再结晶是由小角度晶界直接迁移引起的不连续动态再结晶，这种现象也导致了变形时的局部流动，降低了加工稳定性。

### 3 结 论

1) 建立了应变影响下的三维热加工图，其峰值区域和谷值区域可能随应变增加而收缩、膨胀、出现或者消失。由于应变的增大带来了更高的能量输入，即组织演变所需的温度和时间都减少了，这些区域都具有向低温和高速移动的趋势。该 1Cr14Mn10Ni1.57 节镍型奥氏体不锈钢对应变速率更敏感。

2) 当应变从 0.36 增加到 0.69 时，表观热激活能变化显著，从 501.66 kJ/mol 下降到 427.45 kJ/mol；但是当应变进一步增加到 0.92 时，激活能变化较小，仅

为 2.59 kJ/mol。

3) 优选的热加工参数为 ( $\epsilon=0.69$ , 1175~1225 °C, 1.0~5.0 s<sup>-1</sup>), 功率耗散效率最高可达到38%, 其软化主导机制为动态再结晶; 失稳区域随应变增大先扩大再减小, 软化主导机制为动态回复和不连续动态再结晶。

#### 参考文献 References

- [1] Weber L, Uggowitzer P J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 242(1-2): 222
- [2] Wang Yuntao(王耘涛), Bu Maodong(布茂东). *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2013, 38(1): 15
- [3] Behjati P, Kermanpur A, Najafizadeh A *et al. Materials & Design*[J], 2014, 63: 500
- [4] Yuan Junping(袁军平), Li Wei(李卫), Chen Shaoxing(陈绍兴) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2012, 61(11): 1308
- [5] Wu Hao(吴浩), Xu Guifang(徐桂芳), Yan Yu(严羽) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2015, 40(12): 11
- [6] Chen Meng(陈孟), Huang Junxia(黄俊霞), Ye Xiaoning(叶晓宁). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2016, 37(3): 76
- [7] Zhang Zening(张泽宁), Yang Jichun(杨吉春), Fu Xiaoyang(富晓阳). *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2019, 44(8): 15
- [8] Tan Wei(谭威), Ji Genshun(季根顺), Zhang Jianbin(张建斌) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2011, 32(10): 90
- [9] Wo Haibo(沃海波), Ji Dengping(季灯平), Wu Difeng(吴狄峰). *Baosteel Technology*(宝钢技术)[J], 2013(4): 60
- [10] Zhang Caijun(张彩军), Ji Shuang(嵇爽), Zhao Yingli(赵英利) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2017, 42(7): 31
- [11] Ji Shuang(嵇爽), Zhang Caijun(张彩军), Zhao Yingli(赵英利) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2017, 46(14): 82
- [12] Moon J, Lee T H, Shin J H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 594: 302
- [13] Chen Huiqin, Wang Zhenxing, Qin Fengming *et al. Journal of Wuhan University of Technology*(Materials Science)[J], 2017, 32(4): 193
- [14] Zhang Xiaoping(张孝平). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2009
- [15] Zhuo Xiuxiu(卓秀秀), Xu Guifang(徐桂芳), Yuan Yuan(袁圆) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2017, 53(22): 74
- [16] Han Ying, Wu Hua, Zhang Wei *et al. Materials & Design*[J], 2015, 69: 230
- [17] Dong Ji, Li Chong, Liu Chenxi *et al. Journal of Materials Research*[J], 2017, 32(19): 3777
- [18] Venugopal S, Mannan S L, Prasad Y V R K. *Materials Letters*[J], 1993, 17(6): 388
- [19] Li Nana(李娜娜), Liu Jianglin(刘江林), Zhang Wei(张威) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(8): 2712
- [20] Niranjana K, Sanjeev K, Kumar R S *et al. ISIJ International*[J], 2016, 57(3): 497
- [21] Wu Zhiqiang, Tang Yubo, Chen Wei *et al. Vacuum*[J], 2019, 159: 447
- [22] Mohamadizadeh A, Zarei-Hanzaki A, Abedi H R *et al. Materials Characterization*[J], 2015, 107: 293
- [23] Lin Yongcheng, He Daoguang, Chen Mingsong *et al. Materials & Design*[J], 2016, 97: 13
- [24] Liu Fangfang, Chen Jiayu, Dong Jianxin *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 651: 102
- [25] Sellars C M, McTegart W J. *Acta Metallurgica*[J], 1966, 14(9): 1136
- [26] Mandal S, Rakesh V, Sivaprasad P V *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 500(1-2): 114
- [27] Zener C, Hollomon J H. *Journal of Applied Physics*[J], 1944, 15(1): 22
- [28] Prasad Y V R K, Gegel H L, Doraivelu S M *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1984, 15(10): 1883
- [29] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. *International Materials Reviews*[J], 1998, 43(6): 243
- [30] Prasad Y V R K, Rao K P. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 391(1-2): 141
- [31] Wang Jianmin(汪建敏), Zhou Kongkang(周孔亢), Lu Jin(陆晋) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2008, 44(11): 126
- [32] Yang Gang(杨钢), Wang Chang(王昌), Zhang Lingyi(张凌义) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2010, 31(12): 51
- [33] Mao Tiezhe(毛铁哲), Li Jianguo(李建国), Li Cong(李聪) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(9): 2729
- [34] Hou Qiong(侯琼), Tao Yu(陶宇), Jia Jian(贾建). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2019, 47(3): 94
- [35] Ma Xiaoran(马晓然), Zeng Long(曾龙), Hu Qiaodan(胡侨丹) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2014, 43(23): 17



## Hot Deformation Characterization of Low-Ni Austenite Stainless Steel with High Mn Through 3D Processing Map

Ding Haochen<sup>1</sup>, Zhao Yanjun<sup>1,2</sup>, Wei Zongfan<sup>1</sup>, He Yuhua<sup>1</sup>, Qin Ruixue<sup>1</sup>, Zheng Yi<sup>1</sup>, Guo Yuxuan<sup>1</sup>, Deng Yongjie<sup>1</sup>

(1. School of Resources, Environment and Materials, Guangxi University, Nanning 530004, China)

(2. Guangxi Key Laboratory of Processing for Non-Ferrous Metals and Featured Materials, Guangxi University, Nanning 530004, China)

**Abstract:** To optimize the process of hot rolling for low-Ni austenitic stainless steel with large deformation, the isothermal hot compression experiments of 1Cr14Mn10Ni1.57 stainless steel were carried out on Gleeble-3500 thermal simulation system at temperatures of 950~1250 °C, strain rates of 0.01~5.0 s<sup>-1</sup>, and strains of 0.36, 0.69 and 0.92. The 3D hot processing maps were established based on the strain effect. The thermal activation energies under the three strains were calculated by the Arrhenius type constitutive equation. The evolution behavior of the hot processing map under the strain effect was analyzed by combining with the microstructure. The results show that when the true strain increases from 0.36 to 0.69 and 0.92, the thermal activation energy  $Q$  decreases from 501.66 kJ/mol to 427.45 and 424.86 kJ/mol, indicating that the dynamic softening in the material is significantly enhanced in the strain range from 0.36 to 0.69. The hot processing map shows that the peak and valley regions change with the increasing strain, mainly in the direction of low temperature and high speed, which is caused by the increase of the total energy of strain input. There are three peak regions in the hot processing map of the experimental steel, only under the conditions of 0.69 true strain, 1175~1225 °C, 1.0~5.0 s<sup>-1</sup> can reach the maximum processing efficiency of 38%, which is related to the temperature rise at high strain rate. As the strain increases to 0.69 and 0.92, the instability region extends first and then shrinks. The stress-strain curves and microstructure show that the softening mechanism of the high efficiency region is dynamic recrystallization (DRX), while the instability region is characterized by discontinuous dynamic recrystallization (DDRX) and dynamic recovery (DRV).

**Key words:** 1Cr14Mn10Ni1.57; low-Ni austenite stainless steel; 3D hot processing map; dynamic recrystallization

---

Corresponding author: Zhao Yanjun, Ph. D., Associate Professor, School of Resources, Environment and Materials, Guangxi University, Nanning 530004, P. R. China, E-mail: zhaoyan jun@gxu.edu.cn