

铸态 06Cr18Ni11Ti 钢的热变形及动态再结晶模型

林 苑, 袁武华

(湖南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410082)

摘要: 采用数值模拟和热压缩试验, 研究了铸态 06Cr18Ni11Ti 钢的热变形行为, 构建了其高温流变本构方程, 并基于微观组织、加工硬化率建立了动态再结晶模型。将得到的模型导入 Deform 有限元模拟软件, 对双锥试样热压缩试验过程进行了仿真验证。结果表明: 高温低应变速率条件下, 流变曲线呈常见的动态再结晶型; 应变速率较大 (1 s^{-1}) 或温度较低 ($850\text{ }^{\circ}\text{C}$) 时, 热压缩过程中流变曲线虽呈现加工硬化型, 但实际存在动态再结晶现象。构建了包括临界应变模型、动态再结晶体积分数模型及动态再结晶晶粒尺寸模型在内的动态再结晶模型, 最终仿真计算结果与双锥试验结果吻合较好, 建立的模型能较好地预测铸态 06Cr18Ni11Ti 钢锻造过程的动态再结晶。

关键词: 06Cr18Ni11Ti 钢; 热变形; 动态再结晶; 本构方程; 双锥试样

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2024.10.031

中图分类号: TG142.1

文献标志码: A

文章编号: 1000-3940 (2024) 10-0230-08

Hot deformation and dynamic recrystallization model of as-cast 06Cr18Ni11Ti steel

Lin Yuan, Yuan Wuhua

(College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

Abstract: The hot deformation behavior of as-cast 06Cr18Ni11Ti steel was studied by numerical simulation and hot compression experiments, the high-temperature rheological constitutive equation was constructed, and the dynamic recrystallization model was established based on the microstructure and work hardening rate. Then, the obtained model was imported into finite element simulation software Deform, and the hot compression experiment process of bipyramidal specimen was simulated and verified. The results show that the rheological curve is DRX type under the condition of high temperature and low strain rate. At high strain rates (1 s^{-1}) or low temperatures ($850\text{ }^{\circ}\text{C}$), the rheological curve during hot compression appear to be work hardening, but the dynamic recrystallization phenomenon actually exists. The dynamic recrystallization model was constructed, including the critical strain model, the dynamic recrystallization volume fraction model and the recrystallization grain size model. At last, the calculated results of simulation are in good agreement with the results of bipyramidal experiment, and the established model can effectively predict the dynamic recrystallization of as-cast 06Cr18Ni11Ti steel during the forging process.

Key words: 06Cr18Ni11Ti steel; hot deformation; dynamic recrystallization; constitutive equation; bipyramid sample

06Cr18Ni11Ti 钢 (又名 321 钢) 是一种 Ni-Cr-Ti 型奥氏体不锈钢, 具有优异的耐热耐腐蚀性、抗氧化性及力学性能等^[1], 可应用于航空、航天、石油和化学等多个行业, 如制造发动机部件和涡轮引擎部件, 化学工业中的管道、储罐和反应器等^[2]。

06Cr18Ni11Ti 钢的铸态组织中存在较大尺寸的 δ 相^[3] 以及 TiN、TiC 等多种沉淀物, 其在尺寸、形态和分布上与锻造组织有显著不同, 故铸态和锻态

组织的热加工性能具有明显差异^[4]。锻造加工与热处理为奥氏体钢的主要制备工艺, 但锻造过程中的不均匀变形易导致再结晶不完全和组织不均等问题, 影响锻件整体性能, 因此, 研究铸态 06Cr18Ni11Ti 钢的热变形行为具有重要意义。然而, 目前国内外研究者主要关注锻态 06Cr18Ni11Ti 钢的热变形, 利用热压缩试验研究其热变形行为和微观结构演变^[5-6], 如 Zhao D L 等^[7] 曾用电子背散射衍射 (Electron Backscattered Diffraction, EBSD) 技术及热加工图, 探究了铸态 06Cr18Ni11Ti 钢的力学特性与组织演变规律。但鲜有人研究铸态 06Cr18Ni11Ti 钢热变形过程的动态再结晶 (Dynamic Recrystallization, DRX) 演变模型, 且大多数动态再结晶模型的相

收稿日期: 2024-02-06; 修订日期: 2024-04-27

作者简介: 林 苑 (1998-), 女, 硕士研究生

E-mail: linyuan2309@163.com

通信作者: 袁武华 (1973-), 男, 博士, 教授

E-mail: yuan46302@163.com

关研究仅为理论计算，未结合试验和计算软件互相验证。

本文利用热压缩试验，建立了铸态 06Cr18Ni11Ti 钢热加工过程中的高温流变本构方程，并基于微观组织特征和加工硬化率建立了动态再结晶模型，最后，结合 Deform 有限元模拟软件及具有连续应变分布的双锥试样压缩试验进行了验证，为铸态 06Cr18Ni11Ti 钢热成形时的组织演变及数值模拟提供了理论支撑。

1 材料及方法

试验材料为 06Cr18Ni11Ti 钢铸锭，表 1 为该材料的化学成分范围，其中 a 为 C 的质量分数。

表 1 06Cr18Ni11Ti 钢化学成分（%，质量分数）
Table 1 Chemical compositions of 06Cr18Ni11Ti steel
(%, mass fraction)

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti	Fe
≤	≤	≤	≤	≤	17.00~	9.00~	5a~	余量
0.08	1.00	2.00	0.030	0.035	19.00	12.00	0.8	

1.1 热压缩试验

在 06Cr18Ni11Ti 钢铸锭中取 $\Phi 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 的圆柱试样，对试样进行如图 1 所示的热压缩试验，设备为 Gleeble-1500 热模拟试验机。将压缩后的试样切开，经磨样、抛光和腐蚀后进行金相观察。腐蚀方法为：高锰酸钾硫酸水溶液中水浴 3 h，再用饱和草酸溶液浸泡 2 min。最后用 Image-pro 及 Nano Measure 软件统计试样动态再结晶体积分数及再结晶晶粒尺寸。

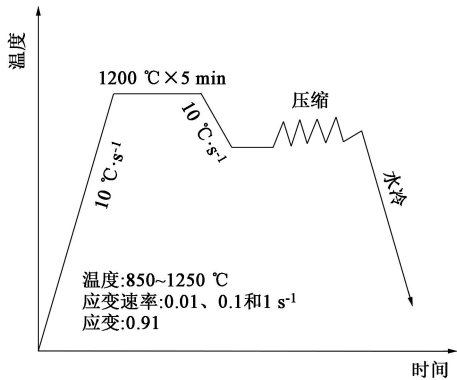


图 1 热压缩试验工艺图
Fig. 1 Process diagram of hot compression experiment

1.2 双锥试样压缩试验及有限元模拟

从铸锭中取如图 2 所示的双锥试样，将试样加热至预定温度后保温 40 min，再用液压机压缩试样

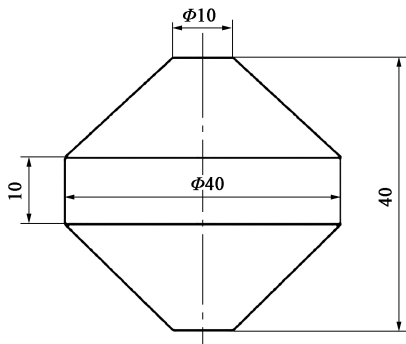


图 2 双锥试样尺寸图
Fig. 2 Dimensions diagram of bipyramid sample

至 12 mm 后淬火。压缩试验参数为：试样温度为 1100 和 1200 $^{\circ}\text{C}$ ，模具温度为 350 $^{\circ}\text{C}$ ，压机速度为 $8\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 。将压缩试样切开、磨抛、腐蚀后进行金相观察。用 Deform 软件模拟该压缩过程，将求得的铸态 06Cr18Ni11Ti 钢的本构模型及动态再结晶模型导入软件，将参数按试验条件设置，其中试样与模具的接触热交换系数为 $2\text{ N}\cdot(\text{s}\cdot\text{mm}\cdot^{\circ}\text{C})^{-1}$ ，摩擦因数为 0.3。

2 试验结果

2.1 真应力-真应变曲线

根据圆柱试样的热压缩试验结果得到铸态 06Cr18Ni11Ti 钢的真应力-真应变曲线，即流变曲线，如图 3 所示。加工硬化和动态软化（包括动态再结晶及动态回复）可同时存在于热变形过程中。在高温、低应变速率条件下，流变曲线呈动态再结晶型，如图 3a 和图 3b 所示。变形初期，由于位错塞积和积累的加工硬化作用，随着应变增加，对应的应力迅速增大。应变进一步增加，材料发生动态软化，其作用小于热加工硬化作用，故应力仍呈上升趋势但增幅变缓。应力达到峰值后，其随应变的增大而减小，之后软化作用与加工硬化作用相互抵消，应力逐渐趋于稳态。

而应变速率较大 (1 s^{-1}) 或温度较低 ($850\text{ }^{\circ}\text{C}$) 时，热压缩过程中流变曲线呈加工硬化型，无明显峰值。观察组织发现，除 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 1 s^{-1} 条件下试样未发生 DRX，其余条件下均发生了 DRX，流变曲线上未出现明显峰值时，也可能发生 DRX，研究^[8]表明这是高合金化奥氏体的变形特征。高合金化奥氏体由于组织中含有少量 δ -铁素体，其流变曲线不仅反映单相奥氏体热变形过程中的加工硬化和动态软化行为，还可能受不同变形机制（如开裂和不稳定

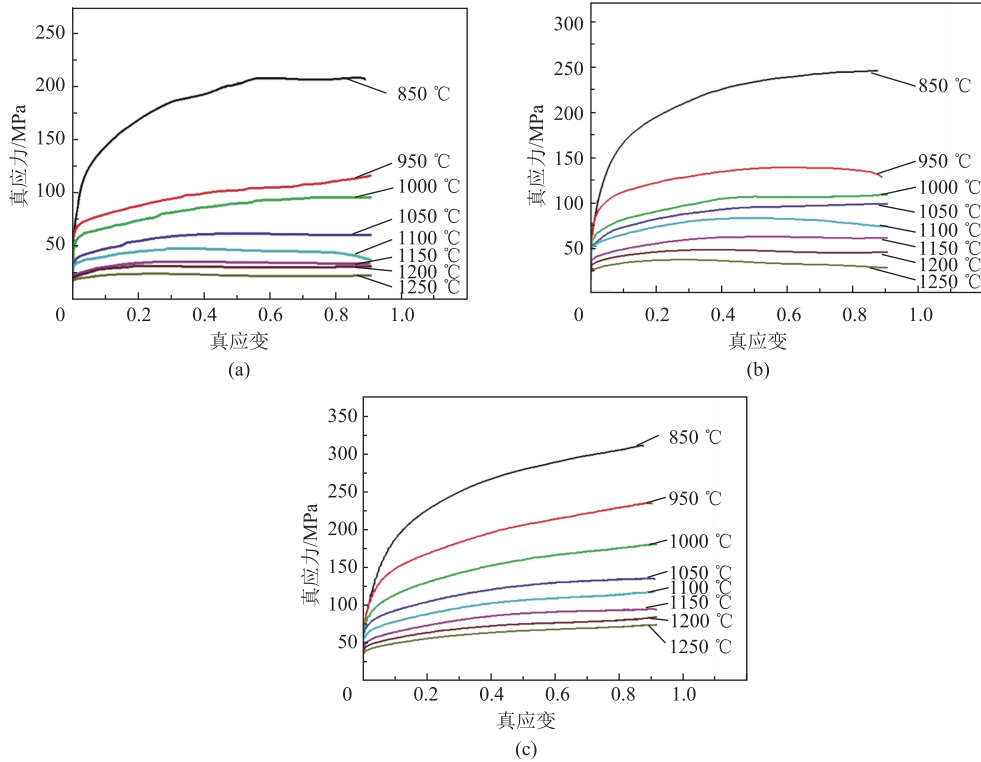


图 3 不同应变速率和温度下铸态 06Cr18Ni11Ti 钢的真应力-真应变曲线

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

Fig. 3 True stress-true strain curves of as-cast 06Cr18Ni11Ti steel at different strain rates and temperatures

流变等)的影响发生变化^[5,7]。

2.2 高温流变本构方程的构建

高温条件下的材料塑性变形为热激活过程,双曲正弦形式的 Arrhenius 关系式(式(1))被广泛应用于研究材料的热变形行为中,式(1)能表征流变应力 σ 与热变形条件间的关系,且应变速率及温度与 Z 参数存在如式(2)所示的关系^[9]。

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

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (2)$$

式中: $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; σ 为流变应力; α 为应力因子,为材料常数; A 为与材料有关的常数; n 为应力指数,与变形速率敏感性相关; R 为摩尔气体常数; T 为绝对温度; Q 为热变形过程激活能。

由于部分流变曲线中无明显的峰值,因此,选择应变为0.9时对应的应力值。将真应力-真应变曲线数据作线性回归拟合可得 $\alpha = 0.011 \text{ MPa}^{-1}$, $n = 4.0156$, $Q = 417.10121 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$, $A = 3.104 \times 10^{11} \text{ s}^{-1}$ 。

因此,铸态 06Cr18Ni11Ti 钢在 850~1250 °C 及 $0.01 \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 变形条件下的流变应力方程如式(3)所示,带入拟合得到的数据可得如式(4)所示的 Z 参数公式。

$$\sigma = 90.8748 \ln \left\{ \left(\frac{Z}{3.104 \times 10^{11}} \right)^{\frac{1}{4.0156}} + 1 \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (3)$$

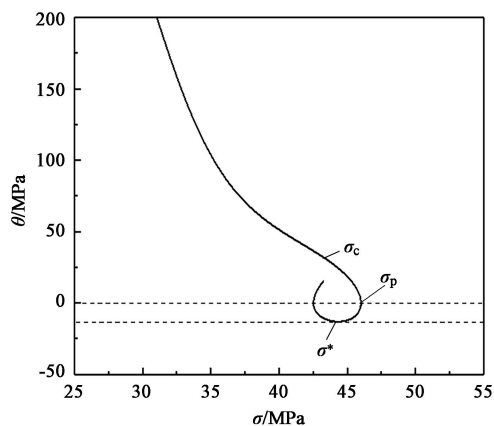
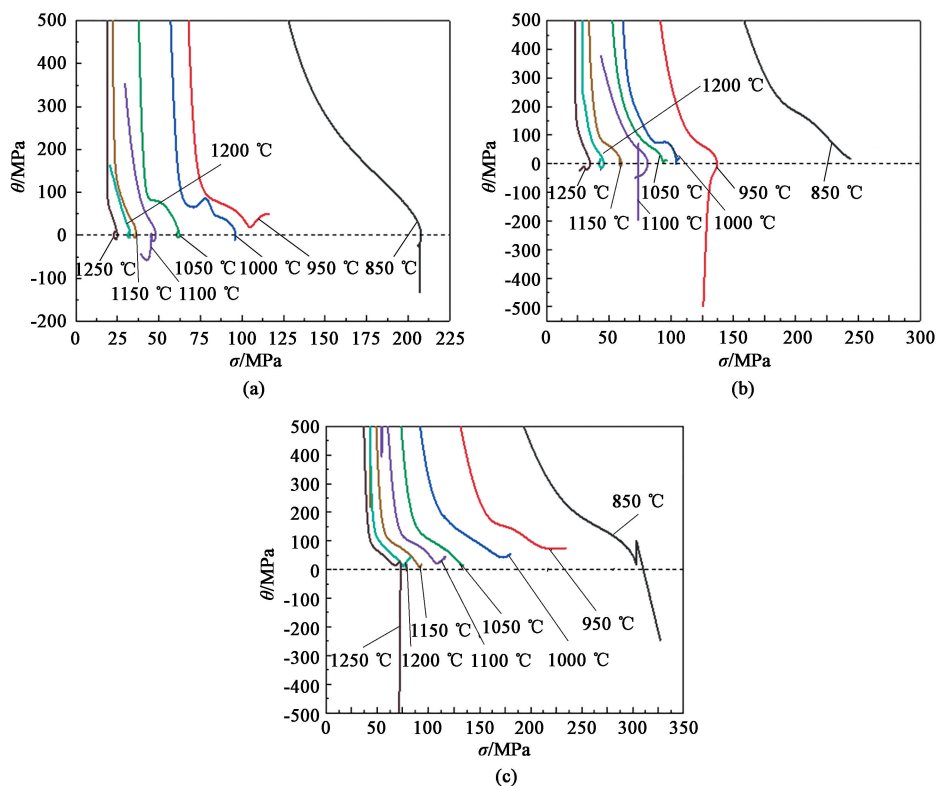
$$Z = \dot{\varepsilon} \exp \left(\frac{417101.21}{RT} \right) \quad (4)$$

其中, Z 参数能够对铸态 06Cr18Ni11Ti 钢在不同温度及应变速率下的热变形行为进行综合描述,其数值越小,表示材料内部的位错越多,且晶界迁移的可能性更大,越易发生动态再结晶。

2.3 动态再结晶模型的构建

2.3.1 临界应变模型

热变形过程中应变增加使位错增多,位错累积至 DRX 启动临界条件时则发生 DRX,此时的应变值称为临界应变 ε_c 。本研究采用 Poliak E I 等^[8]提出的 θ - σ 曲线(其中, θ 为加工硬化率, $\theta = d\sigma/d\varepsilon$, σ 为流变应力, ε 为应变)拐点来确定临界应力 σ_c ,并以此求得临界应变 ε_c 。以 1200 °C、 0.1 s^{-1} 变形条件为例,如图 4 所示。曲线拐点即为临界应力 σ_c , σ^* 为加工硬化率 θ 最小值点即最大软化速率对应的应力,峰值应力 σ_p 则对应第 1 个 θ 为 0 时的应力值。

图 4 1200 °C、0.1 s⁻¹ 变形条件下的 θ - σ 曲线Fig. 4 θ - σ curve in deformation conditions of 1200 °C and 0.1 s⁻¹图 5 不同应变速率和温度下铸态 06Cr18Ni11Ti 钢的 θ - σ 关系曲线(a) 0.01 s⁻¹ (b) 0.1 s⁻¹ (c) 1 s⁻¹Fig. 5 θ - σ relationship curves of as-cast 06Cr18Ni11Ti steel at different strain rates and temperatures

峰值应变 ε_p 正比于临界应变 ε_c , ε_c 、 ε^* 和 ε_p 与初始晶粒尺寸 d_0 以及变形条件有关^[12], 可用式 (5)~式 (7) 表示。

$$\varepsilon_p = k_1 d_0^{q_1} Z^{p_1} \quad (5)$$

$$\varepsilon^* = k_2 d_0^{q_2} Z^{p_2} \quad (6)$$

$$\varepsilon_c = k_3 d_0^{q_3} Z^{p_3} \quad (7)$$

式中: $k_1 \sim k_3$ 、 $q_1 \sim q_3$ 以及 $p_1 \sim p_3$ 为取决于合金组成的材料参数。

图 5 为铸态 06Cr18Ni11Ti 钢在不同应变速率及温度下的 θ - σ 曲线图。由曲线求得各条件下的 σ_c 、 σ_p 和 σ^* , 则临界应变 ε_c 、峰值应变 ε_p 以及最大软化速率对应的应变 ε^* 可从真应力-真应变曲线获取。图 6 为 ε_p 、 ε_c 与应变速率和变形温度的三维曲面图。可见温度升高或应变速率减小时, 临界应变 ε_c 和峰值应变 ε_p 均减小。高温、低应变速率时, DRX 较容易发生。这是因为温度升高时, 原子震荡和扩散速率增大, 位错迁移驱动力大, 而滑移系临界切应力会因热活化能作用变强而降低, 变形抗力降低, 这将有助于 DRX 的形核和生长; 应变速率减小时, 试样有充足的时间进行 DRX 形核和生长, 软化机制得到增强, 因此, 应变速率越低则越快达到峰值应变^[10-11]。

由于 d_0 相同, 不考虑其影响。对式 (5)~式 (7) 两边取对数, 得到 $\ln \varepsilon_p$ 、 $\ln \varepsilon^*$ 、 $\ln \varepsilon_c$ 和 $\ln Z$ 之间的关系, 线性拟合得到各参数值, 见式 (8)~式 (10)。

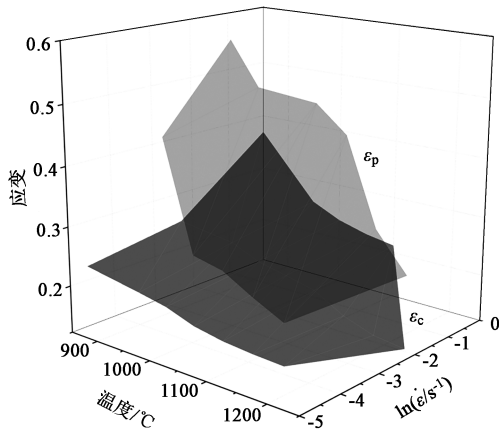
$$\varepsilon_p = 0.0133Z^{0.11042} \quad (8)$$

$$\varepsilon^* = 0.013245Z^{0.11} \quad (9)$$

$$\varepsilon_c = 0.8\varepsilon_p = 0.01064Z^{0.11042} \quad (10)$$

2.3.2 动态再结晶体积分数模型

可应用 Avrami 方程将材料的动态再结晶体积分数

图 6 ε_p 、 ε_c 与应变速率及温度的三维曲面图Fig. 6 Three-dimensional surface diagram of ε_p and ε_c with strain rate and temperature

数定量化^[13], 如式 (11) 所示。

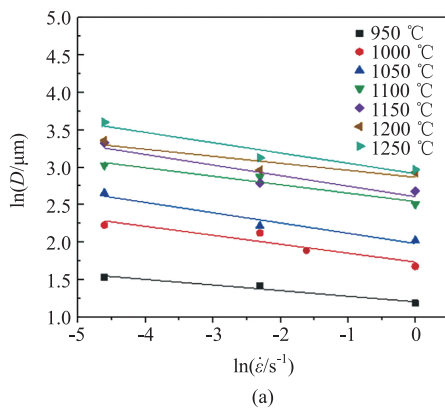
$$X_{\text{drex}} = 1 - \exp \left[-k_d \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon^*} \right)^{\beta_d} \right] \quad (11)$$

式中: X_{drex} 为动态再结晶体积分; k_d 和 β_d 为材料参数。

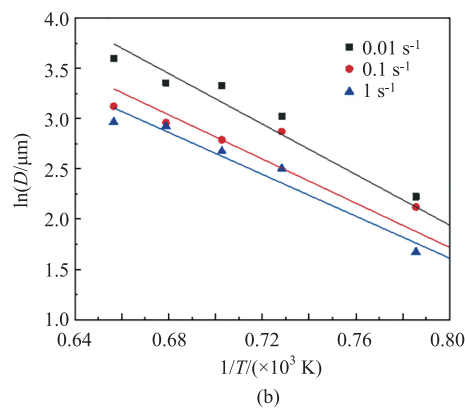
由金相组织统计不同热变形条件下压缩试样的 X_{drex} , 作 $\ln[-\ln(1-X_{\text{drex}})] - \ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon^*]$ 曲线, 如图 7 所示, 可得: $k_d = 0.79$, $\beta_d = 2.69$ 。

最终可得, 铸态 06Cr18Ni11Ti 钢的动态再结晶体积分模型如式 (12) 所示。

$$X_{\text{drex}} = 1 - \exp \left[-0.79 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon^*} \right)^{2.69} \right] \quad (12)$$



(a)



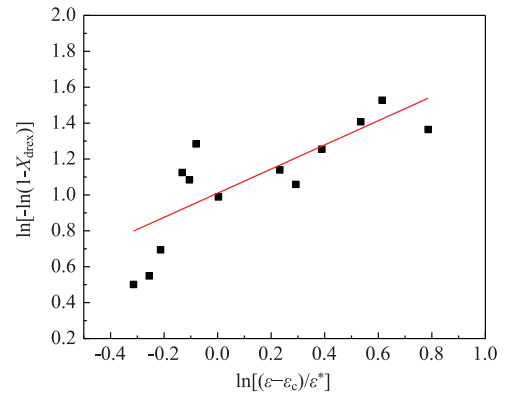
(b)

图 8 应变速率 (a)、温度 (b) 与 DRX 晶粒尺寸的关系曲线

Fig. 8 Relationship curves of strain rate (a) and temperature (b) with DRX grain size

得到动态再结晶晶粒尺寸模型如式 (14) 所示。

$$D = 4.0045 \times 10^4 \varepsilon^{0.08496} \exp \left(\frac{-93919.33}{RT} \right) \quad (14)$$

图 7 $\ln[-\ln(1-X_{\text{drex}})] - \ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon^*]$ 关系曲线Fig. 7 Relationship curve of $\ln[-\ln(1-X_{\text{drex}})] - \ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon^*]$

2.3.3 动态再结晶晶粒尺寸模型

通过统计不同变形条件下的 DRX 晶粒尺寸, 可知, 温度及应变速率显著影响着铸态 06Cr18Ni11Ti 钢的 DRX 晶粒尺寸。可用包含变形温度及应变速率在内的方程描述 DRX 晶粒尺寸演变模型^[14], 如式 (13) 所示。

$$D = a_3 d_0^h \varepsilon^{n_3} \dot{\varepsilon}^{m_3} \exp \left(\frac{Q_3}{RT} \right) \quad (13)$$

式中: D 为 DRX 晶粒尺寸; a_3 、 h 、 n_3 、 m_3 、 Q_3 为材料参数。

由于一定条件下 d_0 和 ε 为常数, 可将不同热变形条件下 06Cr18Ni11Ti 钢的 DRX 晶粒数据进行线性回归, 如图 8 所示, 即可求得各参数值。

2.4 双锥试样压缩试验及有限元模拟

将双锥体压缩试样沿中线纵向切开, 如图 9 所示, 取剖面上 P_1 、 P_2 、 P_3 、 P_4 这 4 个位置, 其对应应变分别为 0.3、0.8、1.2 和 1.7。分别切开预热



图 9 双锥试样剖面处不同位置的取点示意图

Fig. 9 Schematic diagram of points taken at different positions of cross-section for biconical sample

1100 和 1200 °C 的双锥体压缩试样, 并按图 9 所示取剖面不同位置进行金相观察, 得到图 10 和图 11。分析图 10 和图 11 的金相组织发现, 应变 0.3 时 (图 10a 和图 11a), 因应变较小且低于 DRX 形核的临界应变, 无明显变形痕迹。以图 10 即预热温度为 1100 °C 为例, 应变增大后, 晶界弓出 (“锯齿状”), 呈典型 DRX 形核特征, “团簇状” 再结晶晶粒出现在 δ -铁素体/ γ -奥氏体界面及原奥氏体晶界,

如图 10b 和图 10c 所示。因 δ -铁素体质地较软, 变形时 δ/γ 界面处塞积的位错相互作用形成位错墙和位错胞, 最终逐渐演变成大角度晶界, 引发 DRX^[15]。应变越大, 内部位错密度越大, DRX 驱动力更大, DRX 体积分数由 1.5% 增加至 23%, DRX 晶粒尺寸从 4.0 μm 变为 6.1 μm 。应变增大至 1.7 时, 如图 10d 所示, 可看到组织发生了明显的 DRX, DRX 体积分数为 53%, 其晶粒尺寸为 6.4 μm , 且晶界逐渐被 DRX 晶粒覆盖。对比试样预热 1200 °C 时, 如图 11 所示, 可见应变大于 1.2 以后 DRX 接近 100%, 晶粒长大至约 15 μm 。因此, 温度升高及应变增大时 DRX 更充分, 组织更均匀。由 Arrhenius 方程^[16]可知, 温度升高, 材料的热激活能越高, DRX 开始的临界应变降低, 达到同一动态再结晶体积分所需应变越小, 即再结晶速率越大, 同时这一过程也伴随着 DRX 晶粒尺寸的增长。

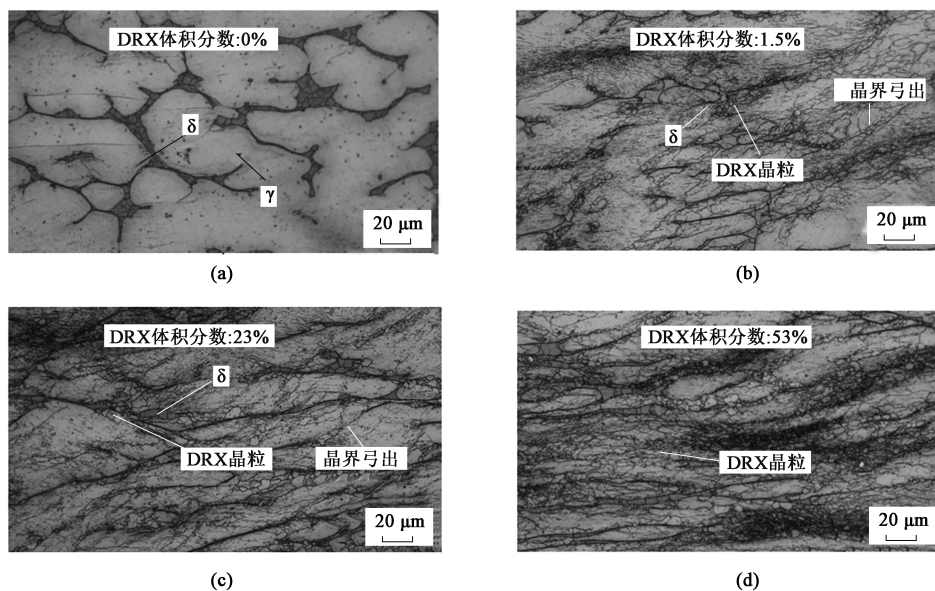


图 10 双锥试样预热 1100 °C 时剖面处不同位置的金相组织

(a) P_1 (b) P_2 (c) P_3 (d) P_4

Fig. 10 Metallographic structures of different positions for cross-section for biconical sample when preheating at 1100 °C

由图 12a 可见, 动态再结晶体积分数的计算值与实测值基本吻合, 且 DRX 动力学曲线呈 “S” 形, 发生 DRX 前存在一个临界应变 (预热温度为 1100 °C 时为 0.58, 1200 °C 时为 0.40), 即 DRX 发生需要孕育期, DRX 体积分数随应变的增加先缓慢增加, 达到临界应变后迅速增大, 最后增速逐渐变小。变形初期, 位错在易发生不均匀变形位置 (如晶界) 积累, 位错积累达到发生 DRX 的临界值时 DRX 出现。应变进一步增加, 已形成的 DRX 核心以降低应变能为动力快速消耗变形晶粒, DRX 体积

分数快速增加。应变继续增大, 由于变形晶粒占比变少, DRX 形核长大受限, 故 DRX 体积分数增速减缓。图 12b 为 DRX 晶粒尺寸曲线, 可见 DRX 尺寸的计算值与实测值基本吻合, 误差最大为 10%。因此, 本文建立的 06Cr18Ni11Ti 钢 DRX 模型可用于有限元模拟其热变形过程, 并可较准确地预测 DRX。

3 结论

(1) 高温、低应变速率时, 铸态 06Cr18Ni11Ti

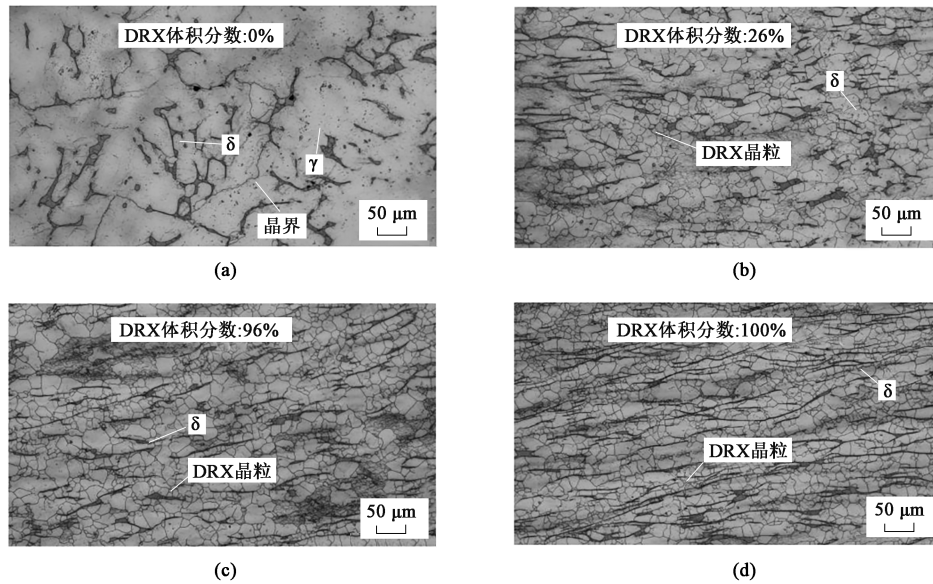


图 11 双锥试样预热 1200 °C 时剖面处不同位置的金相组织

(a) P_1 (b) P_2 (c) P_3 (d) P_4

Fig. 11 Metallographic structure of different positions of cross-section for biconical sample when preheating at 1200 °C

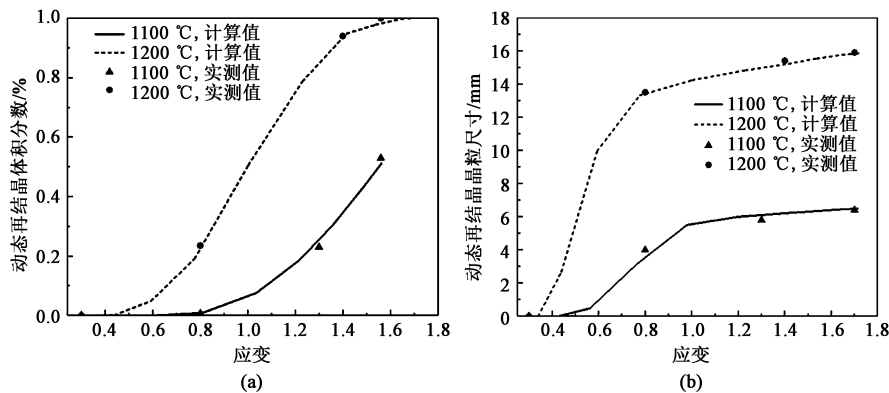


图 12 DRX 动力学曲线 (a) 和晶粒尺寸曲线 (b)

Fig. 12 Kinetics curve (a) and grain size curve (b) for DRX

钢的流变曲线为动态再结晶型。应变速率较大 (1 s^{-1}) 或温度较低 (850 °C) 时, 流变曲线呈加工硬化型, 无明显的峰值应力。

(2) 构建了铸态 06Cr18Ni11Ti 钢的高温流变本构方程 $\sigma = 90.8748 \ln \{ [Z / (3.104 \times 10^{11})]^{1/4.0156} + [(Z/A)^{2/4.0156} + 1]^{1/2} \}$ 和 $Z = \dot{\epsilon} \exp \left(\frac{417101.21}{RT} \right)$ 。

(3) 基于微观组织和加工硬化率, 建立了铸态 06Cr18Ni11Ti 钢的动态再结晶模型, 具体为: $\epsilon_c = 0.8\epsilon_p = 0.01064Z^{0.11042}$ 、 $\epsilon^* = 0.013245Z^{0.11}$ 、 $X_{\text{drex}} = 1 - \exp \left[-0.79 \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon^*} \right)^{2.69} \right]$ 和 $D = 4.0045 \times 10^{-4} \dot{\epsilon}^{0.08496} \exp \left(\frac{-93919.33}{RT} \right)$, 并将其引入有限元模拟 Deform 软

件, 结合仿真计算结果及双锥试样组织分析, 得到动态再结晶计算值与试验值吻合较好, 所构建铸态 06Cr18Ni11Ti 钢的动态再结晶模型可用于有限元模拟其热变形过程。

参考文献:

- [1] Wang J M, Su H Z, Chen K, et al. Effect of δ -ferrite on the stress corrosion cracking behavior of 321 stainless steel [J]. Corrosion Science, 2019, 158: 108079.
- [2] Tiamiyu A A, Eskandari M, Sanayei M, et al. Mechanical behavior and high-resolution EBSD investigation of the microstructural evolution in AISI 321 stainless steel under dynamic loading condition [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 673: 400-416.
- [3] Green G, Higginson R, Hogg S, et al. Analysis of ferrite formed in 321 grade austenitic stainless steel [J]. Materials Science and

- Technology, 2015, 31 (4): 418-425.
- [4] Chen H Q, Wang Z X, Qin F M, et al. Hot deformation behavior and processing maps of as-cast Mn18Cr18N steel [J]. Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed., 2017, 32 (4): 935-943.
- [5] Haj M, Mansouri H, Vafaei R, et al. Hot compression deformation behavior of AISI 321 austenitic stainless steel [J]. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2013, 20: 529-534.
- [6] Anoop C R, Singh R K, Kumar R R, et al. Development and validation of processing maps for hot deformation of modified AISI 321 austenitic stainless steel [J]. Materials Performance and Characterization, 2020, 9 (2): 150-169.
- [7] Zhao D L, Ren L G, Wang Y, et al. Hot deformation behaviors of as cast 321 austenitic stainless steel [J]. Metals, 2021, 11 (8): 1245.
- [8] Poliak E I, Jonas J J. Initiation of dynamic recrystallization in constant strain rate hot deformation [J]. ISIJ International, 2003, 43 (5): 684-691.
- [9] Sellars C M. Computer modelling of hot-working processes [J]. Materials Science and Technology, 1985, 1 (4): 325-332.
- [10] Wang L H, Yang B, Li Z Y. Microstructure evolution and dynamic recrystallization model of extruded AZ41M magnesium alloy during hot deformation [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2021, 74 (11): 2801-2810.
- [11] 杜帅, 李颖, 李敏, 等. H156 热作模具钢动态再结晶的实验与数值模拟研究 [J]. 锻压技术, 2023, 48 (1): 245-252.
- Du S, Li Y, Li M, et al. Experiment and numerical simulation study on dynamic recrystallization for H156 hot work die steel [J]. Forging & Stamping Technology, 2023, 48 (1): 245-252.
- [12] El Wahabi M, Cabrera J M, Prado J M. Hot working of two AISI 304 steels: A comparative study [J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 343 (1-2): 116-125.
- [13] Quan G Z, Shi Y, Wang Y X, et al. Constitutive modeling for the dynamic recrystallization evolution of AZ80 magnesium alloy based on stress-strain data [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528 (28): 8051-8059.
- [14] Liu Y H, Yao Z K, Ning Y Q, et al. Effect of deformation temperature and strain rate on dynamic recrystallized grain size of a powder metallurgical nickel-based superalloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 691: 554-563.
- [15] 陈胜虎, 王琪玉, 姜海昌, 等. δ -铁素体对钠冷快堆用 316KD 奥氏体不锈钢热变形行为和动态再结晶的影响 [J]. 金属学报, 2024, 60 (3): 367-376.
- Chen S H, Wang Q Y, Jiang H C, et al. Effect of δ -ferrite on hot deformation and recrystallization of 316KD austenitic stainless steel for sodium-cooled fast reactor application [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2024, 60 (3): 367-376.
- [16] 周琳, 刘运玺, 陈玮, 等. Ti-4Al-5Mo-6Cr-5V-1Nb 合金的热变形行为及热加工图 [J]. 稀有金属, 2022, 46 (1): 27-35.
- Zhou L, Liu Y X, Chen W, et al. Thermal deformation behavior and processing map of Ti-4Al-5Mo-6Cr-5V-1Nb alloy [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2022, 46 (1): 27-35.

欢迎订阅《锻压技术》杂志 (月刊)

国内外公开发行, 全国各地邮局均可订阅, 逾期未订上者可与编辑部联系邮购

《锻压技术》杂志 1958 年创刊, 中国机械工业联合会主管、中国机械总院集团北京机电研究所有限公司和中国机械工程学会塑性工程分会主办。本刊是全国锻压行业会刊, 全国中文核心期刊, 被国内外多个著名检索系统收录。突出技术内容, 注重技术和信息相结合, 全面反映锻压行业的技术进步和发展趋势。

主要栏目: 综述、锻造、板料成形、管材成形、特种成形、装备与成套技术、模具、摩擦与润滑、加热与热处理、测试技术、节能技术、材料与成形性能、理论与实验研究、计算机应用、技术交流、标准化、行业信息等。

读者对象: 大专院校的师生, 金属塑性成形(锻压)领域的科研、设计、生产部门的工程技术人员以及中等以上文化程度的工人等。

本刊为月刊, 每月 25 日出版, 大 16 开本, 256 页。统一刊号: CN11-1942/TG。邮发代号: 2-322。

(一) 购买期刊: ● 每册定价: 25.00 元; ● 年定价: 300.00 元。

(二) 购买合订本: ● 1991-2011 年合订本(每本包含全年 1-6 期杂志): 110 元/本;

● 2012-2013 年合订本(每本包含全年 1-6 期杂志): 140 元/本;

● 2014-2018 年合订本(上册)(包含上半年 1-6 期杂志)、2014-2018 年合订本(下册)(包含下半年 7-12 期杂志): 180 元/本。

直接通过编辑部订阅者, 请与杂志发行部负责人林玉彤联系。并按编辑部地址汇款, 款到后我们会定期寄给您刊物。

邮局汇款信息:

地址: 北京市海淀区学清路 18 号北京机电研究所有限公司 709 室

收款人: 《锻压技术》编辑部

联系人: 林玉彤 电话: 010-62920652-801

邮编: 100083

附言处: 请注明“订阅《锻压技术》”

E-mail: fst_linyutong@163.com

《锻压技术》编辑部