高温变形过程中的动态再结晶类型识别

梁后权*, 郭鸿镇, 南洋, 姚泽坤, 涂唯坚

西北工业大学材料学院, 西安 710072

* E-mail: oursummer@mail.nwpu.edu.cn

收稿日期: 2014-05-21; 接受日期: 2014-08-17

摘要 通过分析高温变形过程中伴随再结晶晶粒长大的内部位错密度变化, 判别不同变形条件下动态再结晶过程的进行形式, 研究动态再结晶形式对变形参数的依赖规律, 发现: 低温大应变速率下, 高温变形过程中的再结晶形式以连续性动态再结晶为主; 高温低应变速率下, 以周期性动态再结晶为主. 根据动态再结晶软化与加工硬化平衡, 得到反映稳态流动时钛合金流动应力对变形参数的响应, 建立具有实际物理意义描述钛合金稳态流动本构关系的 Arrhenius 型方程. 通过热模拟压缩实验得到 800~900℃, 0.0005~10 s⁻¹ 条件下的 TC18 钛合金高温变形流动应力应变曲线, 验证动态再结晶形式的判据模型, 并通过 DMM 耗散效率分布图分析模型的适用性. 通过显微组织分析, 研究不同变形参数下的高温变形过程中, 不同动态再结晶形式对应的再结晶晶粒粗化/细化的特点. 通过各变形条件下真应变 $\varepsilon=0.8$ 时的稳态应力验证得到的本构模型, 并分析应变速率敏感系数的变化规律.

关键词

流变特性
位错密度
再结晶形式
本构关系
高温变形

1 引言

金属高温变形过程中, 由于热力耦合的作用, 加工硬化, 动态再结晶与动态回复过程交替或并发进行, 变形组织呈现出复杂的演化规律. 高温变形流动应力反映了变形组织对变形行为的动态响应, 其流变特征与变形组织演化过程相对应^[1]. 动态再结晶过程依赖于加工硬化过程中的能量积累的和动态回复过程中的亚结构准备, 是决定材料高温变形行为和控制变形后组织的关键环节, 因此通过高温变形过程中的应力应变曲线研究动态再结晶行为, 受到研究者的广泛关注.

Poliak 和 Jonas^[2]通过将金属高温变形处理成绝热封闭系统中的热力交互过程, 基于热力学不可逆

的原理提出了判断动态再结晶临界条件的判据: $\partial^2 \theta / \partial \sigma^2 = 0$, 其中: θ 为加工硬化率 ($\theta = \partial \sigma / \partial \varepsilon$). Zhang 等人^[3]巧妙地将 Arrhenius 型本构方程与 Poliak-Jonas 准则相结合, 通过加工硬化变化率的变化规律, 准确预测了马氏体耐热钢高温变形过程中的动态再结晶和动态回复过程, 并且分析讨论了各变形条件下动态再结晶临界条件与 Zener-Hollomon 参数 ($Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT)$) 的关系. Momeni 等人^[4]通过再结晶临界条件前后位错密度的变化, 分析了马氏体钢在非连续性再结晶过程中亚晶形核长大的过程, 并在其基础上研究了流动应力对组织演化的响应, 得到了可以很好反映动态再结晶条件下应力松弛效应的本构模型. Sha 和 Savko^[5]同样地将动态再结晶前后位错的演变规律引入本构关系模型, 通过元胞自

引用格式: 梁后权, 郭鸿镇, 南洋, 等. 高温变形过程中的动态再结晶类型识别. 中国科学: 技术科学, 2014, 44: 1309–1318
Liang H Q, Guo H Z, Nan Y, et al. The identification of dynamic recrystallization type during hot deformation process (in Chinese). Sci Sin Tech, 2014, 44: 1309–1318, doi: 10.1360/N092014-00148

动机(CA)模拟 TC4 钛合金在高温变形过程中变形 β 晶界处再结晶形核长大过程, 并通过有限单元内位错密度的变化, 得到高温变形过程的流动应力应变曲线, 与热模拟压缩试验结果吻合程度很好, 能够准确地描述流动应力应变曲线上局部应力起伏现象. 上述文献分析了高温变形过程变形材料的流动应力应变曲线, 通过将流变行为与动态再结晶过程相结合, 得到了高温变形过程中组织演变规律和流动应力应变曲线特征之间的内在联系. 然而, 由于变形材料的层错能不同以及存在的内部组织差异, 金属高温变形过程中, 动态再结晶过程会呈现出不同的演化特点. 高温变形中的动态再结晶是对变形温度 T , 应变速率(strain rate) $\dot{\epsilon}$ 和应变 ϵ 极其敏感的过程, 研究动态再结晶类型对变形参数的响应, 对了解金属高温变形行为和提高塑性成形构件的可热加工性具有重要意义.

本文通过分析高温变形过程中伴随再结晶晶粒长大的变形组织内部位错密度的变化, 判别不同变形条件下动态再结晶过程的进行形式, 研究动态再结晶形式对变形参数的依赖规律. 根据动态再结晶软化与加工硬化平衡, 得到反映稳态流动时钛合金流动应力对变形参数的响应, 建立具有实际物理意义描述钛合金稳态流动本构关系的 Arrhenius 型方程. 通过热模拟压缩实验得到 800~900 °C, 0.0005~10 s⁻¹ 条件下的 TC18 钛合金高温变形流动应力曲线, 验证动态再结晶形式的判据模型, 并通过 DMM 功率耗散效率分布图分析模型的适用性. 通过显微组织分析, 研究不同变形参数下的高温变形过程中, 不同动态再结晶形式对应的再结晶晶粒粗化/细化的特点. 通过各变形条件下真应变 $\epsilon=0.8$ 时的稳态应力验证得到的本构模型, 并分析应变速率敏感系数的变化规律.

2 实验材料及方法

TC18 合金是一种高合金化的近 β 型钛合金, 名义成分(重量比, %)为 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe. TC18 合金在退火状态下的强度可以达到 1080 MPa. 由于具有高强度、高塑性、淬透性好和可焊接等优点, TC18 钛合金被大量应用于飞机上的承力构件的制造^[6]. 本实验的原材料为直径 300 mm 的 TC18 合金锻造棒料, 其化学成分(重量比, %)为: Al 5.15, Mo 4.96, V 4.75, Cr 0.95, Fe 1.04, Ti 余量. 用金相法测定 α/β 转变温度为

875 °C. 图 1 为 TC18 钛合金高温变形前的原始组织, β 基体上分布有较多的等轴 α 相.

沿棒坯轴向机械加工直径 8 mm, 高 12 mm 的标准热模拟压缩试样, 两端面加工有深为 0.2 mm 的浅槽, 用于贮存高温保护润滑剂. 热模拟压缩实验在 Gleeble-1500D 上进行, 变形温度 T 为 800 °C, 820 °C, 840 °C, 860 °C, 880 °C, 900 °C; 应变速率 $\dot{\epsilon}$ 为 10, 1, 0.1, 0.01, 0.001 和 0.0005 s⁻¹, 变形量为 70%. TC18 钛合金热模拟压缩实验得到的典型的流动应力应变曲线如图 2 所示. 一般认为, 伴随动态再结晶软化的高温变形过程, 由于动态再结晶的组织重构软化效应明显, 其流变曲线随着应变增加呈现出先升后降的趋势; 动态回复机制下, 位错重排抵消与其增殖运动在稳态流动阶段保持动态平衡, 高温变形过程中的流变特征相应呈现出先升高后稳定的变化趋势^[7,8]. 从图 2 可以看出, 本次实验条件下的流变曲线都表现为应力随应变先升后降的变化特点, 说明不同变形条件下的 TC18 钛合金高温变形软化行为以动态再结晶过程为主.

3 建模与分析

3.1 动态再结晶形式判据

高温塑性变形过程中, 金属材料由于连续变形, 内部位错增殖运动, 内部畸变能升高, 处于不稳定状态. 当热力学条件满足时, 有自发恢复到原始较低内能状态的趋势, 这种自发软化机制就是动态回复和动态再结晶过程. 实验材料 TC18 钛合金是一种近 β 型钛合金. β 型钛合金高温变形过程被认为倾向于发生动态再结晶软化^[9].

图 1 TC18 钛合金热模拟压缩实验前的原始组织

图 2 (网络版彩图)TC18 钛合金热模拟压缩实验得到的典型的应力(true stress)应变(true strain)曲线

Stuwe 等人^[10]认为金属高温变形过程中, 材料内部位错密度必须达到一定临界值, 满足能量阈值后才能发生动态再结晶过程. 再结晶晶粒通过亚晶界迁移等机制生长的过程中会消耗掉变形组织中的位错缺陷, 但是由于连续变形, 再结晶晶粒内部的位错又会重新增殖运动. 在再结晶晶粒长大到再结晶结束时的最终尺寸时, 再结晶晶粒内的位错密度是否能重新达到临界值并引起下一周期的动态再结晶过程决定了流动应力应变曲线的特征.

3.1.1 模型建立

假设高温变形过程中, 引起动态再结晶过程的位错密度临界值为 ρ_c ; 由于连续塑性变形所引起的材料内部位错密度变化率为 $\dot{\rho}$; 动态再结晶形核长大并生成稳定晶粒尺寸所需的时间, 即变形过程中平均再结晶时间为 t_R . 动态再结晶过程中, 新生成晶粒内部畸变能消耗完毕后, 如果由于连续变形, 其内部位错密度可以重新达到再结晶临界位错密度 ρ_c ,

则再结晶过程可以继续, 流动应力应变曲线表现为连续不断的下降趋势, 称为: 连续性再结晶(CDRX); 如果新晶粒中由于变形引起的位错密度小于临界值 ρ_c , 则变形组织会重新发生加工硬化, 待位错密度升高至临界值后, 再重新发生动态再结晶软化过程, 流动应力应变曲线上表现为周期性抖动, 称为: 周期性再结晶(PDRX). 位错密度变化对高温变形过程中动态软化机制的影响可以表示为^[10]

$$\begin{cases} \dot{\rho} \cdot t_R < \rho_c \Rightarrow \text{PDRX}, \\ \dot{\rho} \cdot t_R > \rho_c \Rightarrow \text{CDRX}. \end{cases} \quad (1)$$

两种不同动态再结晶形式引起的典型流动应力应变曲线形态如图 3 所示.

Sellars^[11]通过对 C-Mn 钢板热轧时微观组织演化过程的模拟, 提出描述动态再结晶过程中等轴晶粒稳定尺寸的 Sellars 型幂指数模型

$$d_R = C'Z^{-n_D}, \quad (2)$$

其中 C' 和 n_D 都是材料试验常数, n_D 的范围在 0.1~0.3; Z 为 Zener-Hollomon 参数.

再结晶过程中位错胞等亚晶界通过迁移运动形成大角晶界, 分割变形基体形成细小的等轴无畸变区. 界面迁移过程中, 变形组织中的位错缺陷被吸收重排, 界面的移动方向与畸变能消耗的方向一致^[12]. 高温变形过程中, 由于持续变形引起的内部畸变能是伴随动态再结晶形核长大的界面迁移运动的主要驱动力. 根据动力学原理, 动态再结晶过程中的晶界迁移速率可以表示为^[13]

$$v = M \cdot P = M \cdot \frac{1}{2} \rho G b^2, \quad (3)$$

图 3 两种不同的动态再结晶形式下的应力应变曲线

其中 M 为界面迁移率, P 为界面迁移驱动力, 即为变形基体与形成无畸变区的畸变能差, $P = \frac{1}{2} \rho G b^2$, ρ 为变形引起的累积位错密度, G 为材料剪切模量, b 为材料柏氏矢量.

Humphreys 和 Hatherly^[14] 根据塑性变形中由于位错割阶和缠结引起的临界切应力升高, 分析了高温变形过程中流动应力与位错密度的关系, 可表示为

$$\sigma = \alpha G b \sqrt{\rho}, \quad (4)$$

其中 α 为材料比例常数, $\alpha \approx 1/2$.

将(4)带入(3)式, 可得到动态再结晶过程中形成的新晶粒长大速率与流动应力值的关系

$$v = \frac{2M\sigma^2}{G}. \quad (5)$$

为简化模型, 假设动态再结晶过程中形成的的新晶粒以球形形核长大, 结合(2)和(5)式, 可以得到高温塑性变形时, 变形材料发生破碎等轴化, 以至形成均匀新晶粒的平均时间为

$$t_R = \frac{d_R}{2v} = \frac{C'G \cdot Z^{-n_0}}{4M\sigma^2}. \quad (6)$$

金属材料塑性变形过程中, 位错密度的变化对应着材料连续变形引起的微小位移累积. 因此, 位错密度增殖速率 $\dot{\rho}$ 正相关于应变速率 $\dot{\epsilon}$ ^[15]. 考虑到变形温度的影响, 位错密度增殖速率可以表示为

$$\dot{\rho} = \beta \cdot \dot{\epsilon}^m \cdot \exp(Q/RT), \quad (7)$$

其中 β 为比例常数, m 为其相关系数, $m \approx 1$.

Jonas 等人^[16]通过分析 36 组不同合金高温变形过程中的流动应力应变曲线的变化规律, 发现金属高温塑性变形过程中, 动态再结晶过程的初始应力水平, 即临界应力, 接近于变形的峰值应力

$$\sigma_c = 0.88\sigma_p. \quad (8)$$

联立(4)和(8)式, 可以得到动态再结晶临界位错密度 ρ_c 与峰值应力 σ_p 的关系为

$$\rho_c = \frac{3.1\sigma_p^2}{G^2b^2}. \quad (9)$$

将(6), (7)和(9)带入(1)式, 可以得到高温变形过

程中判断动态再结晶形式条件如下:

$$\begin{cases} \frac{C'\beta G^3 b^2 [\dot{\epsilon} \exp(Q/RT)]^{1-n_0}}{12.4M\sigma^2} < \sigma_p^2 \Rightarrow \text{PDRX}, \\ \frac{C'\beta G^3 b^2 [\dot{\epsilon} \exp(Q/RT)]^{1-n_0}}{12.4M\sigma^2} > \sigma_p^2 \Rightarrow \text{CDRX}. \end{cases} \quad (10)$$

3.1.2 基于应力应变曲线的模型分析

从(10)式可以看出, 高温塑性变形过程中的动态再结晶的类型受变形温度 T , 应变速率 $\dot{\epsilon}$ 和应变 ϵ (反映在流动应力 σ 随 ϵ 的变化)的影响. 变形温度和应变速率一定时, 流动应力 σ 越高, 周期性再结晶的条件越容易得到满足; 当流动应力 σ 由于动态再结晶等软化机制出现连续下降后, 连续性再结晶的条件则更容易满足. 变形温度 T 和应变速率 $\dot{\epsilon}$ 对动态再结晶形式也有很大的影响.

图 4 所示为通过 TC18 钛合金热模拟压缩实验得到的不同变形温度(800~900℃)和应变速率(0.0005~10 s⁻¹)下的流动应力应变曲线(ϵ 取 0.03~0.8). 由于动态再结晶的形核长大过程, 需要依赖于变形组织中的畸变能和结构累积. 因此, 高温塑性变形开始阶段, 动态再结晶引起的软化效应并不明显, 流动应力 σ 较高. 根据(11)式, 流动应力 σ 较高时, 高温变形中的软化过程倾向于以周期性的规律进行. 图 4 中各变形条件下的流动应力应变曲线在峰值过后的较大应变范围内出现了周期性波动, 且越接近峰值周期性波动越明显. 这与由屈服效应引起应力水平平台区是明显不同的. 应力屈服是基于位错钉扎-脱钉及易滑移平面的转动硬化-软化产生的真实应力在一定小范围内的水平平台波动^[17]. 图 4 中各应力应变曲线在峰值过后出现持续周期性波动, 但这种波动趋势是随着应变量的增加而逐渐发生应力松弛降低的, 故可以合理推断以动态再结晶为主要软化机制的高温塑性变形过程, 出现在应力峰值后的周期性波动是变形组织内部发生周期性再结晶的结果. 随着变形过程的继续, 大应变下的变形协同效果明显, 动态再结晶过程形核充分, 再结晶晶核长大又可以得到持续的畸变能补充, 动态再结晶软化效应强烈, 流动应力 σ 出现了持续下降的特征. 根据(11)式, 同一变形温度和应变速率下, 流动应力 σ 较低时, 连续性再结晶的条件更容易得到满足. 图 4 中随着变形过程的持续, 在大应变下的应力应变曲线由周期性抖动转变

图 4 (网络版彩图)各组变形温度和应变速率下 TC18 钛合金应力应变曲线的再结晶形式

为持续平滑的应力下降,表明随着应力下降过程,发生了周期性再结晶向连续性再结晶的转变.

流动应力 σ 反映了变形材料对变形温度 T ,应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 和应变 ε 的响应,徐文臣等人^[18]将这种响应过程引入传统 Arrhenius 型方程中,得到如下表征材料流动应力 σ 的本构关系

$$\sigma = K[\dot{\varepsilon} \cdot \exp(Q/RT)]^{1/n} \cdot f(\varepsilon), \quad (11)$$

其中, K 为常数, n 为应力敏感系数, n 值一般为4~6^[19], $f(\varepsilon)$ 为反映真应变影响的函数.

将(11)代入(10)式后,Zener-Hollomon 参数的幂指数为 $(1-n_D-2/n)$,由 n_D , n 的范围可以得到该幂指数始终大于0,即随着应变速率的降低和变形温度的提高,周期性再结晶条件更容易得到满足,流动应力应变曲线也更容易呈现出周期性起伏特征.图4中

可以发现 TC18 钛合金在低应变速率($0.0005 \sim 0.01 \text{ s}^{-1}$)和较高温度($860 \sim 900^\circ\text{C}$)下变形, 流动应力应变曲线在更大的范围内出现周期性抖动. 各变形温度下, 应变速率 $\dot{\varepsilon} = 0.0005$ 和 0.001 s^{-1} 时, 流动应力应变曲线在整体变形范围内出现周期性波动. 应变速率 $\dot{\varepsilon} > 0.001 \text{ s}^{-1}$ 时, 随着变形温度的升高,

流动应力应变曲线出现抖动的范围逐渐增加, 这些现象都可以通过(11)式中变形温度 T 和应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 的相对变化得到解释. 值得注意的是, 在较低变形温度和较高应变速率下变形的流动应力应变曲线出现的周期性抖动幅度更加明显. 高温变形过程中的软化过程是一个典型的热激活过程. 变形温度越高, 应变速率越低, 位错增殖速率相对较慢, 动态再结晶晶粒内部由于重新变形引起的内部畸变能升高不明显, 临界再结晶条件得不到满足, 从而重新发生加工硬化引起下一硬化-软化周期. 随着变形温度的升高和应变速率的降低, 变形组织内部位错、空位等缺陷的运动越充分, 易于形成多边化亚结构^[20], 作为动态再结晶形核的基础, 同一周期内重新引起再结晶的能量和结构条件更容易得到满足, 因此每一周期内所能进行的加工硬化效果有限, 周期性波动的幅度也就较小.

3.1.3 基于 DMM 耗散效率的模型分析

动态材料模型(DMM)是基于大应变塑性变形的连续力学、物理系统模拟和不可逆热动力学等方面的基本原理建立的用以分析研究材料加工过程中能量输入和组织演化规律的一种工具. DMM 模型将整个热力加工系统与变形体处理成一个封闭绝热系统, 认为: 变形体作为功率耗散体, 在塑性变形过程中将外界输入变形体的功率消耗在: (1) 由于塑性变形引起的功率耗散, 表现为黏塑性热; (2) 通过变形过程中的组织变化而耗散的功率, 即^[21]

$$P = \sigma \dot{\varepsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon}(1) + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma(2). \quad (12)$$

其中, P 为总功率, G 为功率耗散量, 代表塑性变形引起的功率耗散; J 为功率协耗散量, 代表组织变化而耗散的功率. 功率耗散效率 η 反映了塑性变形过程中作用于变形材料内部组织演化的功率效率^[22]

$$\eta = \frac{\Delta J / \Delta P}{(\Delta J / \Delta P)_{\max}} = \frac{2m}{m+1}, \quad (13)$$

其中, m 为应变速率敏感因子, $m = \partial(\ln \sigma) / (\ln \dot{\varepsilon})$.

图 5 所示为应变量为 0.1 和 0.7 时的 TC18 钛合金高温变形过程的耗散效率分布图. 在实验变形参数范围内, 变形量为 0.1 时的 TC18 钛合金高温变形过程中的能量耗散效率大于变形量为 0.7 时的效率, 即 TC18 钛合金高温变形在峰值出现后的高应力区范围内作用于组织演化的能量更大. 随着应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 的降低和变形温度 T 的升高, 高温变形过程的功率耗散效率逐渐升高. 高温变形过程中, 变形输入的功率耗散协量在变形体中主要以位错等缺陷形式保留, 并作为畸变储存能引起后续的组织演化过程. 周期性动态再结晶是基于位错重新增殖-再结晶消耗位错的周期性变化, 每个周期内都存在位错重新累积的能量净升高过程. 连续性动态再结晶则是基于充分能量驱动下的位错增殖与再结晶软化连续并发过程. 变形引起的位错增殖以增量形式补充组织演化过程的驱动力, 与动态软化并发的能量累积效果并不

图 5 应变量为 0.1(a)与 0.7(b)的 TC18 钛合金功率耗散效率分布图

明显. 因此, 以周期性动态再结晶为主要软化机制的高温变形过程消耗于组织演化上的能量更多, 功率耗散效率也就越高. 图 5 中在峰值出现后的低应变(高流动应力 σ)和高温低应变速率范围内, 出现的耗散效率升高对应在此条件下发生的周期性动态再结晶过程.

3.1.4 基于组织演化的模型分析

基于表面自由能升高与体积畸变能降低的总自由能变化, 伴随动态再结晶软化的金属高温变形组织演化是以变形晶粒发生解体重构, 形成等轴球化组织的过程. Kugler 和 Turk^[23]通过计算动态再结晶前后位错密度的变化引起的亚晶膨胀与收缩效应, 得出随着 Zener-Hollomon 参数的升高, 高温变形过程的流变曲线形态由多峰转变为单峰特征, 即高温低应变速率下变形以周期性再结晶为主, 低温高应变速率下以连续性再结晶过程为主. 通过元胞自动机模拟组织演化过程发现, 连续性再结晶为主的高温变形中, 由于动态软化过程的连续性, 避免了二次硬化-软化引起的再结晶晶粒重新获得驱动力长大, 再结晶形成的等轴晶粒尺寸更加细小.

图 6 为不同动态再结晶类别下的 TC18 钛合金高温变形后的组织图片. 从图 6 可以看出, 820℃, 应变速率分别为 0.01 和 1 s⁻¹ 的高温变形后, TC18 钛合金显微组织中, β 基体上分布有细小的 α 析出相, 初生 α 相和晶界 α 条等. 由于多晶体连续变形, 晶界匹配不同滑移系而承受较大变形量, 沿晶界析出或分布的 GB α 条由于动态再结晶过程中亚晶生长合并, 发生断裂, 形成细小的等轴 α 晶粒. 初生 α 相由于体积较大, 连续变形过程中, hcp 结构与 bcc 结构的 β 基体滑移系匹配程度差, 初生 α 相需要通过晶体转动实现位向匹配, 较大变形量使初生 α 块发生解体, 通过再结晶过程亚晶合并重组, 形成细小等轴 α 晶粒. 周期性再结晶过程中, 由于存在硬化-软化的周期性波动, 前一再结晶过程形成的等轴晶粒由于重新获得畸变能累积而发生“膨胀”凸出长大, 导致形成的等轴 α 晶粒发生粗化^[12], 其长大过程如图 7 所示. 连续性动态再结晶过程中, 变形组织内部畸变能满足再结晶形核-生长要求, 形成的再结晶核心通过持续长大消耗变形组织内部畸变(图 7 中 a 阶段), 由于没有二次硬化的生长驱动力补充, 完全再结晶条件下的等轴晶粒更加细小.

图 6 不同动态再结晶类型下的高温变形后的 TC18 合金显微组织

(a) 820℃×0.01 s⁻¹; (b) 820℃×1 s⁻¹

图 7 周期性再结晶过程中再结晶晶粒二次凸出长大示意图^[12]

3.2 稳态流动阶段本构模型

金属材料高温变形过程在满足一定临界条件(临界应变或临界位错密度)后, 由于动态软化机制的启动, 随着变形的继续, 位错密度逐渐降低, 由此引起流动应力逐渐减小. 当应变足够大, 位错增殖引起的加工硬化和位错抵消引起的动态软化效果达到平衡时, 变形进入稳态流动^[24], 如图 2 中真应变达到 0.5 后的变形阶段. 在稳态流动阶段, 变形材料中位

错密度保持在稳定水平, 即

$$\dot{\rho} \cdot t = \rho_{ss}, \quad (12)$$

其中, ρ_{ss} 为变形进入稳态(steady-state)流动时, 变形材料内部的位错密度. 通过将稳态应力 σ_{ss} 代入(4)式, 并与(6)和(7)式联立, 可以得到

$$\frac{C' \beta G^3 b^2}{12.4M} [\dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT)]^{1-n_D} = \sigma_{ss}^4. \quad (13)$$

取自然对数得

$$\ln \dot{\epsilon} = \frac{\ln A}{n_D - 1} + \frac{4}{1 - n_D} \ln \sigma_{ss} - \frac{Q}{RT}, \quad (14)$$

其中 $A = \frac{C' \beta G^3 b^2}{12.4M}$.

(14)式与高温变形过程低应力区适用的幂函数型 Arrhenius 本构方程($\ln \dot{\epsilon} = \ln B + n \ln \sigma - Q/RT$)形式一致. 同一变形温度 T 或应变速率 $\dot{\epsilon}$ 条件下, 稳态应力 $\ln \sigma$ 与 $\ln \dot{\epsilon}$ 或 $1/T$ 呈线性关系, 其中 $n = \partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \ln \sigma_{ss}$ 为 TC18 钛合金高温变形应变速率敏感系数, 对应于(8)式中的 $4/(1-n_D)$. n_D 的取值为 0.1~0.3, 应变速率敏感系数 n 在 4.4~5.7. 利用高温变形过程中, TC18 钛合金应变量为 0.8 时的应力值验证(8)式. 建立本构方程需要的部分变形参数及其对应的真应力值如表 1 所示. 图 8(a)为不同温度下的 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_{ss}$ 曲线, 其各曲线斜率, 即该变形温度下的应变速率敏感系数, 与(8)式得出的结果相吻合; 图 8(b)为不同应变速率下的 $\ln \sigma_{ss} - 1/T$ 曲线, 通过其斜率可以得到 TC18 钛合金高温变形的变形激活能 Q , $Q = R \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma} \frac{\partial \ln \sigma}{\partial (1/T)}$; 将图 8(a)和(b)得到各变形条件下应变速率敏感系数 n 与变形激活能 Q 的平均值代入(14)式, 通过如图 8(c)中的线性分析可以得到模型中的常数项 $\ln A$, 取截距. 基于(8)式得到的 TC18 钛合金高温变形过程稳态流动应力对变形温度 T 和应变速率

$\dot{\epsilon}$ 的本构关系为

$$\ln \dot{\epsilon} = -0.4 + 5.2 \ln \sigma_{ss} - \frac{249800}{RT}.$$

图 8(d)比较了 $\epsilon=0.8$ 时, TC18 钛合金高温变形稳态应力的实验值与模型的预测值, 平均误差为 5.3%, 最大误差为 11.4%, 模型对于 TC18 钛合金稳态流动应力具有较高适用精度.

4 结论

本文通过分析金属材料高温变形时, 动态再结晶长大过程中的位错密度变化规律, 研究了高温变形过程中动态再结晶类型的演化规律及其稳态应力的本构关系, 得出如下结论.

1) 量化动态再结晶新晶粒长大过程中位错密度的变化, 并通过其硬化-软化循环, 得出通过比较变形温度 T , 应变速率 $\dot{\epsilon}$, 相应的流动应力值 σ 与峰值应力 σ_p 的关系, 判断金属材料高温变形过程中的动态再结晶类型的方法.

2) 通过 TC18 钛合金热模拟压缩实验得到的流动应力应变曲线, 验证动态再结晶类型的判别条件, 在峰值后大应力范围内, 及高温小应变速率下, 应力应变曲线呈现周期性抖动特征; 低应力及低温大应变速率下, 流动应力应变曲线倾向于平滑下降.

3) 基于 DMM 模型中的耗散效率分布, 分析 TC18 钛合金在不同应变, 变形温度和应变速率下作用于组织演化过程中的能量耗散. 低应变、高温和低应变速率下的高温变形具有更大的能量耗散效率, 与该条件下周期性再结晶过程中的组织演变特点相对应.

4) 不同动态再结晶类型下的高温变形过程中, TC18 钛合金组织演化过程呈现差异性. 连续性动态再结晶作用下, 形成的等轴 α 相更加细小; 周期性再结晶, 由于二次硬化会导致等轴晶发生粗化.

5) 稳态流动阶段, 通过变形组织内部的位错度

表 1 建立本构方程需用的部分温度, 应变速率和应力数据($\epsilon=0.8$)

变形温度(°C)	800	800	820	820	840	840	860	860	880	880	900	900
应变速率(s ⁻¹)	0.0005	1	0.1	10	0.001	1	0.01	1	0.1	0.001	10	1
应力(MPa)	54.6	233.3	151.5	260.2	48.0	183.3	87.9	167.3	116.9	41.5	211.4	160.7

图 8 (网络版彩图) 试样的 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_{ss}$ 曲线, $\ln \sigma_{ss} - 1000/T$ 曲线, $\ln Z - \ln \sigma_{ss}$ 曲线以及实验值与计算值的比较

保持相对稳定, 得出金属高温变形稳态流动时描述流动应力与变形参数关系的本构方程, 且其模型系数都具有明确的物理意义。

6) 通过 TC18 钛合金 $\epsilon=0.8$ 时的稳态应力验证得到的稳态流动本构关系, 模型精度高, 并确定了本构关系中的应变速率敏感系数 n 的取值范围。

参考文献

- 1 Chen X M, Lin Y C, Wen D X, et al. Dynamic recrystallization behavior of a typical nickel-based superalloy during hot deformation. *Mater Des*, 2014, 57: 568–577
- 2 Poliak E I, Jonas J J. A one-parameter approach to determining the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization. *Acta Mater*, 1996, 44: 127–136
- 3 Zhang W F, Li X L, Sha W, et al. Hot deformation characteristics of a nitride strengthened martensitic heat resistant steel. *Mater Sci Eng A*, 2014, 590: 199–208
- 4 Momeni A, Ebrahimi G R, Jahazi M, et al. Microstructure evolution at the onset of discontinuous dynamic recrystallization: A physics-based model of subgrain critical size. *J Alloy compd*, 2014, 287: 199–210
- 5 Sha W, Malinov S. *Titanium Alloys: Modelling of Microstructure, Properties and Applications*. Cambridge: Woodhead Publishing, 2009. 265
- 6 Moiseyev V N. *Titanium alloys-Russian aircraft and aerospace applications*. London: Taylor & Francis Group, 2005. 98–123
- 7 梁后权, 郭鸿镇, 宁永权, 等. 基于软化机制的 TC18 钛合金本构关系研究. *金属学报*, 2014, 50: 871–878
- 8 Gourdet S, Montheillet F. A model of continuous dynamic recrystallization. *Acta Mater*, 2013, 51: 2685–2699
- 9 Boyer P R. Application of beta titanium alloys in airframes. In: *Beta titanium alloys in the 1990's. Proceedings of the Symposium*, TMS

- Annual Meeting, 1993 Feb 22-24, Warrendale, PA. Warrendale PA: Minerals, Metals & Materials Society, 1993. 333–346
- 10 Stüwe H P, Ortner B. Recrystallization in hot working and creep. *Met Sci*, 1974, 8: 161–167
 - 11 Sellars C M. Modelling microstructural development during hot rolling. *Mater Sci Tech*, 1990, 6: 1072–1081
 - 12 Graetz K, Miessen C, Gottstein G. Analysis of steady-state dynamic recrystallization. *Acta Mater*, 2014, 67: 58–66
 - 13 Galindo-Nava E I, Rivera-Díaz-del-Castillo P E J. Grain size evolution during discontinuous dynamic recrystallization. *Script Mater*, 2014, 72-73: 1–4
 - 14 Humphreys F J, Hatherly M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. 2nd ed. Oxford: Elsevier, 2004. 431
 - 15 Les P, Stuewe H P, Zehetbauer M. Hardening and strain rate sensitivity in stage IV of deformation in f. c. c. and b. c. c. metals. *Acta Mater*, 1997, A234-236: 453–455
 - 16 Jonas J J, Quelennec X, Jiang L, et al. The Avrami kinetics of dynamic recrystallization. *Acta Mater*, 2009, 57: 2748–2756
 - 17 李小龙, 郭正洪, 戎咏华, 等. 基于屈服平台理论开发的 600 MPa 级高强塑性螺纹钢的研究. *金属学报*, 2014, 50: 431–446
 - 18 徐文臣, 单德彬, 李春峰. TA15 钛合金的动态热压缩行为及其机理研究. *航空材料学报*, 2005, 25: 10–15
 - 19 Jonas J J, Sellars C M, Mcg Tegart W J. Strength and structure under hot-working conditions. *Metallurgical Reviews*, 1969, 14: 1–24
 - 20 Galindo-Nava E I, Rivera-Díaz-del-Castillo P E J. A thermodynamic theory for dislocation cell formation and misorientation in metals. *Acta Mater*, 2012, 60: 4370–4378
 - 21 Raj R. Development of a processing map for use in warm-forming and hot-forming process. *Metall Mater Trans A*, 1981, 12: 1089–1097
 - 22 Prasad Y V R K, Gegel H L, Doraivelu S M, et al. Modeling of dynamic material behaviour in hot deformation: forming of Ti-6242. *Metall Mater Trans A*, 1984, 15: 1883–1892
 - 23 Kugler G, Turk R. Modeling the dynamic recrystallization under multi-stage hot deformation. *Acta Mater*, 2004, 52: 4659–4668
 - 24 Robertson D G, Mcshane H B. Analysis of high temperature flow stress of titanium alloys IMI550 and Ti-10V-2Fe-3Al during isothermal forging. *Mater Sci Technol*, 1998, 14: 339–345

The identification of dynamic recrystallization type during hot deformation process

LIANG HouQuan, GUO HongZhen, NAN Yang, YAO ZeKun & TU WeiJian

School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China

The type of dynamic recrystallization process during the high-temperature deformation under different conditions has been identified through the analysis on the dislocation evolution involving with recrystallized grains growing. And the dependence of the type of dynamic recrystallization on the deformation parameters has been discussed. The conditions with lower temperatures and higher strain rates, higher temperatures and lower rates correspond to continuous and periodic DRX, respectively. A constitutive model, describing the response of steady flow stress to deformation parameters, has been proposed based on the balance state of working-hardening and dynamic softening. The constitutive model has a similar type with Arrhenius equation with the coefficients possessing their physical meanings. The true stress-true strain curves during the deformation, with temperatures ranging from 800 to 900°C and strain rates ranging from 0.0005 to 10 s⁻¹, of TC18 alloy have been obtained through the isothermal compression experiment. The proposed model, identifying the type of dynamic recrystallization, has been verified through the analysis of the flow characteristics of the stress-strain curves under certain deformation conditions. And the power dissipation efficiency map, utilized in DMM model, has been employed to verify the applicability of the model. The correspondence of different types of DRX on the coarsening or refining effect of DRX-ed grains during hot deformation of TC18 alloy has been analyzed through microstructure observation. The proposed constitutive model, suitable to the steady state, has also been verified through substitution of steady stress at strain of 0.8 and the value range of strain rate sensitivity coefficient has been analyzed according to the constitutive model.

flow characteristics, dislocation density, dynamic recrystallization type, constitutive model, hot deformation

doi: 10.1360/N092014-00148