

合金工具钢 SKS51 的动态再结晶行为

鲍思前 凌程 曾祥波 丁晋遥 郭存 张春远

(武汉科技大学钢铁冶金及资源利用省部共建教育部重点实验室, 武汉 430081)

摘要 采用 Gleeble-1500 热模拟机单道次热压缩实验, 研究了变形温度 850 ~ 1 000 °C 和变形速率 0.1 ~ 10 s⁻¹ 条件下合金工具钢 SKS51 (/% : 0.78C, 0.20Si, 0.40Mn, 1.5Ni, 0.30Cr) 的动态再结晶行为。实验结果显示 SKS51 钢动态再结晶在高的变形温度和低的变形速率情况下更易发生, 回归法得出动态再结晶的变形激活能和应力指数分别为 336.79 kJ/mol 和 4.26, 并在此基础上建立了动态再结晶峰值应变(ϵ_p)、稳态应变(ϵ_s)及临界应变(ϵ_c)模型。

关键词 合金工具钢 SKS51 单道次热压缩实验 动态再结晶 真应力-真应变曲线

Behavior of Dynamic Recrystallization of Alloy Tool Steel SKS51

Bao Siqian, Lin Cheng, Zeng Xiangbo, Ding Jinyao, Guo Cun and Zhang Chunyuan

(Key Laboratory for Ferrous Metallurgy and Resources Utilization of Ministry of Education, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081)

Abstract The behavior of dynamic recrystallization of alloy tool steel SKS51 (/% : 0.78C, 0.20Si, 0.40Mn, 1.5Ni, 0.30Cr) in single pass hot compression test with strain rate 0.1 ~ 10 s⁻¹ at 850 ~ 1 000 °C is studied by using Gleeble-1500 thermo-mechanical simulator. Results show that the dynamic recrystallization of steel SKS51 more easily occurs with lower strain rate at higher deformation temperature; by regression analysis the deformation activation energy and stress exponent of dynamic recrystallization of steel are respectively 336.97 kJ/mol and 4.26, and based on this foundation the peak strain (ϵ_p), stable strain (ϵ_s) and critical strain (ϵ_c) model are established.

Material Index Alloy Tool Steel SKS51, Single Pass Hot Compression Test, Dynamic Recrystallization, True Stress-True Strain Curves

合金工具钢 SKS51 主要应用于高端高等级合金工具制造, 包括高精度圆锯片、特种工具/刀具和特殊弹簧等领域。目前, 国内外还未见对其热成形过程中再结晶的研究报道, 前期实验针对合金工具钢 SKS51 相变规律、脱碳及球化退火工艺进行了初步的研究^[1-3], 本文利用单道次热压缩的方法, 在 Gleeble-1500 热模拟实验机上研究合金工具钢 SKS51 高温变形行为。

1 实验材料和方法

实验材料为钢厂 CSP 车间工业生产的合金工具钢 SKS51 连铸坯, 其化学成分(%)为: 0.78C、0.20Si、0.40Mn、0.30Cr、1.50Ni、余量为 Fe。利用火焰切割从连铸坯中部取一块大约为 (mm) 200 (长) × 100 (宽) × 50 (厚) 的试样, 加热到 1 100 °C 左右, 将其锻压成 15 mm 厚, 终锻温度约为 900 °C, 空冷至室温, 然后机加工成 $\Phi 10$ mm × 15 mm 的圆柱体小试样。首先以 20 °C/s 的速度将试样从室温加热至 1 150 °C, 保温 5 min 使其均匀化后, 以 10 °C/s 的速度冷却到 850 ~ 1 000 °C, 以应变速率 0.1 ~ 10 s⁻¹ 进行单道次压缩变形, 对水淬试样纵剖、研磨、抛

光后, 用过饱和苦味酸水溶液加少量缓蚀剂热腐蚀, 显示其奥氏体组织, 采用截线法测定奥氏体晶粒尺寸, 其中测得未变形原始奥氏体晶粒尺寸约为 200 μm 。

2 实验结果及分析

2.1 真应力-真应变曲线

如图 1 所示, 当应变速率不变时, 变形温度越高, 其变形抗力越低。在低变形温度高应变速率的条件下, 除少数样品热模拟试验时温度控制不精确, 在压缩后期有升温现象, 从而导致真应力-真应变曲线出现峰值, 大部分曲线主要表现为动态回复型。在高的温度和低应变速率的条件下, 曲线表现为动态再结晶型, 在曲线上出现了明显的峰值, 且当变形温度越高、变形速度越低时, 其峰值应力显著下降, 峰值应变也变小。这主要是因为动态再结晶是一个热激活过程, 随着温度的提高, 空位原子扩散和位错进行攀移、交滑移的驱动力越大, 动态再结晶进行的越充分, 从而部分消除加工硬化现象, 导致材料热变形过程中的峰值应力降低; 同时随着温度升高, 原子的热运动加剧, 动能增大, 原子间结合力减弱, 临界

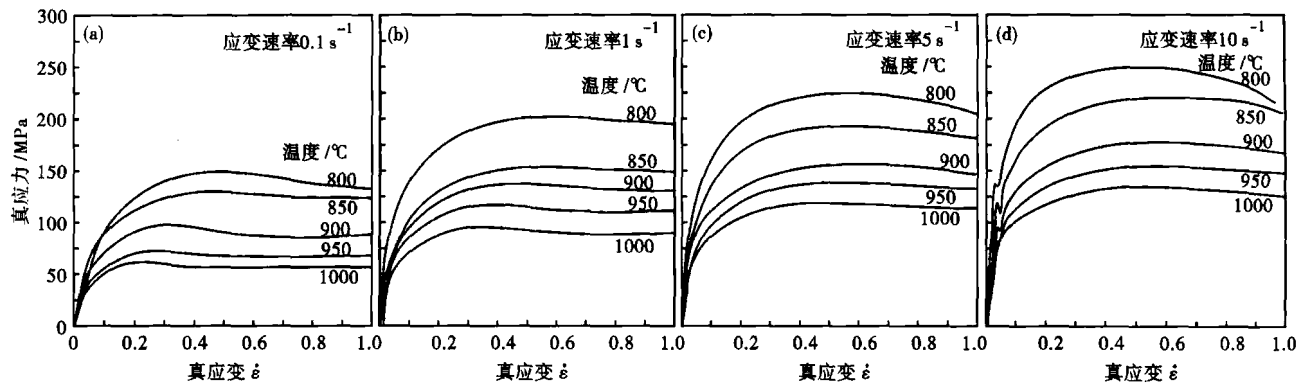


图 1 变形温度和应变速率对 SKS51 钢真应力-真应变曲线的影响,应变速率/s⁻¹:(a)0.1;(b)1;(c)5;(d)10

Fig. 1 Effect of deformation temperature and strain rate on true stress-true strain curves of steel SKS51, strain rate /s⁻¹: (a) 0.1; (b) 1; (c) 5; (d) 10

切应力降低,流变应力必然降低。

2.2 动态再结晶应力指数及热变形激活能

热变形温度和应变速率对变形的影响可引入 Zener-Hollomon (Z) 参数来表示, Z 参数也称为温度补偿变形速率因子,可由式(1)表示:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{\text{def}}}{RT}\right) = f(\sigma) \quad (1)$$

式中: Q_{def} - 变形激活能 /($\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$); R - 气体常数, $R = 8.314$; T - 绝对温度 /K; $\dot{\epsilon}$ - 应变速率/ s^{-1} ; $f(\sigma)$ - 应力函数。分析表明,不仅峰值应力 σ_p 和稳态应力 σ_s ,而且任意应变时刻对应的流变应力都符合式(1)。 $f(\sigma)$ 有 3 种表示形式^[4,6]:

$$f_1(\sigma) = A_1 \sigma^n \quad (2)$$

$$f_2(\sigma) = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad (3)$$

$$f_3(\sigma) = A_3 [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (4)$$

式中: n - 应力指数; $A_1, A_2, A_3, \alpha, \beta$ - 均为试验常数,并且 $\alpha = \beta/n$ 。一般认为(2)式适用于小应力水平,即 $\alpha\sigma < 0.8$, (3)式适用于应力水平较高,即 $\alpha\sigma > 1.2$ 时的情况^[6]。对 HSLA 钢,McQueen^[7]取 α 值为 0.012 和 0.014 MPa^{-1} ,而 Baragar^[8]则取 α 为 0.013 MPa^{-1} 。本文选择(4)式作为 $f(\sigma)$ 的表示形式,然后根据 Uvira 和 Jonas 等^[9]提出的方法确定 α 值,计算表明 α 的最佳值应为 0.012 MPa^{-1} 。式(1)~(4)中的 σ 一般认为是稳态应力 σ_s ,但由于 σ_s 的精度受仪器测量精度的影响较大,本文用峰值应力 σ_p 代替 σ_s ,因此有:

$$\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{\text{def}}}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma_p)]^n \quad (5)$$

将式(5)左右两边取自然对数得:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q_{\text{def}}}{RT} \quad (6)$$

当温度一定时,由上式可以得出 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 呈线性关系,采用最小二乘法回归可以求得其关系曲线的斜率,其倒数即为 n ,各曲线斜率的倒数平均值为 $n = 4.26$ (图 2a)。通过类似的方法可进一步拟合出在 800 ~ 1000 °C 温度范围里变形激活能 Q_{def} 为 336.79 kJ/mol 。

2.3 动态再结晶的峰值应变、稳态应变及临界应变模型

一般而言,峰值应变 ϵ_p 和稳态应变 ϵ_s 与初始晶粒尺寸和 Zener-Hollomon 参数有关,可根据下列公式计算^[10-12]:

$$\epsilon_p = P_1 D_0^{P_2} Z^{P_3} \quad (7)$$

式中: P_1, P_2, P_3 - 均为常数; D_0 - 初始奥氏体晶粒尺寸/ μm 。本文试验中所给的加热条件相同,得到的初始晶粒大小基本上一致, P_2 值无法拟合,根据大多数研究者所给的参数 $P_2 = 0.3 \sim 0.5$ ^[13],取 $P_2 = 0.5$ 。运用测得的 ϵ_p 和 ϵ_s 值对上式进行回归运算,对 ϵ_p 有 $P_1 = 4.965 \times 10^{-4}, P_3 = 0.121$,见图 2(b);对 ϵ_s 有 $P_1 = 6.704 \times 10^{-4}, P_3 = 0.126$,见图 2(c)。因此有:

$$\epsilon_p = 4.965 \times 10^{-4} D_0^{0.5} Z^{0.121} \quad (8)$$

$$\epsilon_s = 6.704 \times 10^{-4} D_0^{0.5} Z^{0.126} \quad (9)$$

通常临界应变 ϵ_c 是峰值应变的函数^[14],即:

$$\epsilon_c = c \epsilon_p \quad (10)$$

式中: c - 常数,取值在 0.65 ~ 0.85,本文取 $c = 0.8$,则有: $\epsilon_c = 3.972 \times 10^{-4} D_0^{0.5} Z^{0.121}$ (11)

根据获得的动态再结晶发生的判定条件及稳态

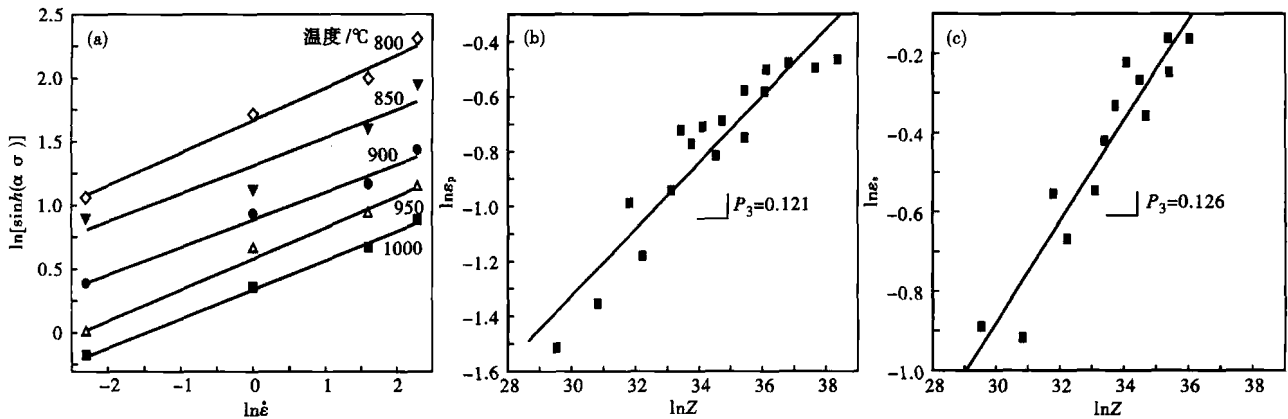


图2 $\ln \dot{\epsilon}$ 与 $\ln [\sin h (\alpha\sigma)]$ (a), $\ln\epsilon_p$ 与 $\ln Z$ (b), $\ln\epsilon_s$ 与 $\ln Z$ (c) 的关系

Fig. 2 Relation curves between $\ln \dot{\epsilon}$ and $\ln [\sin h (\alpha\sigma)]$ (a), $\ln\epsilon_p$ and $\ln Z$ (b) and $\ln\epsilon_s$ and $\ln Z$ (c)

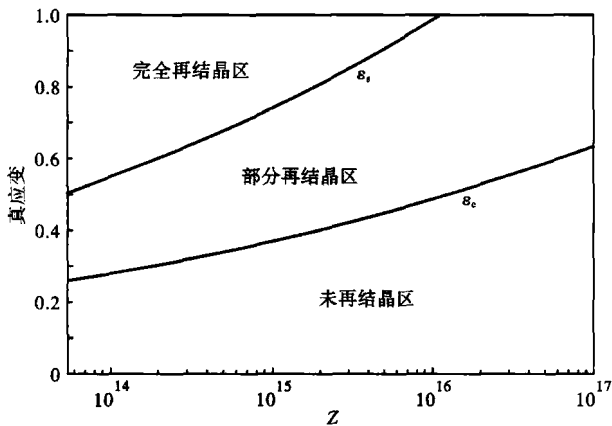


图3 SKS51 钢动态再结晶状态图

Fig. 3 Diagram of dynamic recrystallization of steel SKS51

应变模型,可得到关于 Z 和 ϵ 动态再结晶模型图,如图3所示。图3中 ϵ_c 线表示开始发生动态再结

晶的临界应变变量,在 ϵ_c 线以下材料不发生动态再结晶, ϵ_s 线表示发生完全动态再结晶的临界应变变量,在 ϵ_s 线以上材料发生完全动态再结晶。而在 ϵ_c 线和 ϵ_s 线之间材料只能发生部分再结晶。

3 结论

(1) SKS51 钢在 800 ~ 1 000 °C 变形时动态再结晶激活能 Q_{def} 为 336.79 kJ/mol, 应力指数为 4.26。

(2) SKS51 钢动态再结晶的峰值应变、稳态应变及临界应变模型分别为 $\epsilon_p = 4.965 \times 10^{-4} D_0^{0.5} Z^{0.121}$, $\epsilon_s = 6.704 \times 10^{-4} D_0^{0.5} Z^{0.126}$, $\epsilon_c = 3.972 \times 10^{-4} D_0^{0.5} Z^{0.121}$ 。

中国博士后科学基金资助项目 (No. 2012M511282); 广东省重大科技专项 (No. 2010A080407003)

参考文献

[1] 薛刚, 余驰斌, 鲍思前, 等. SKS51 钢动态连续冷却转变及显微组织研究[J]. 热加工工艺, 2012, 41(13): 42-44.
 [2] 张亚琦, 赵刚, 鲍思前, 等. SKS51 脱碳分析及其对淬硬性的影响[J]. 热加工工艺, 2012, 41(8): 76-78.
 [3] 薛刚, 余驰斌, 鲍思前, 等. SKS51 合金工具钢的快速球化退火工艺的试验研究[J]. 特殊钢, 2012, 33(1): 54-57.
 [4] Bowden J W, Samuel F H, Jonas J J. Effect of Interpass Time on Austenite Grain Refinement by Means of Dynamic Recrystallization of Austenite[J]. Metallurgical Transactions A, 1991, 22A(12): 2947-2957.
 [5] Pinheiro I P, Barbosa R, Cetlin P R. The Relevance of Dynamic Recrystallization in the Hot Deformation of IF Steel at High Strain Rates[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 457: 90-93.
 [6] Sellars C M, Tegart W J McG. On the Mechanism of Hot Deformation[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(9): 1136-1138.
 [7] McQueen H J, Yue S, Ryan N D, et al. Hot Working Characteristics of Steels in Austenitic State[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1995, 53: 293-310.
 [8] Baragar D L. The High Temperature and High Strain Rate Behavior of a Plain Carbon and an HSLA Steel[J]. Journal of Mechanical Working Technology, 1987, 14: 295-307.
 [9] Uvira J L, Jonas J J. Hot Compression of Armco Iron and Silicon Steel[J]. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1968, 242(8): 1619-1626.
 [10] Medina S F, Hernandez C A. The Influence of Chemical Composition on Peak Strain of Deformed Austenite in Low Alloy and Microalloyed Steels[J]. Acta Materialia, 1996, 44: 149-154.
 [11] Sellars C M. Proceedings of the International Conference on Hot Working and Forming Processes[C]. The Metals Society, London, 1980: 3-5.
 [12] Laasraoui A, Jonas J J. Recrystallization of Austenite after Deformation at High Temperature and Strain Rates-Analysis and Modelling[J]. Metallurgical Transactions A, 1991, 22A: 151-160.
 [13] Sellars C M, Whiteman J A. Recrystallization and Grain Growth in Hot Rolling[J]. Metal Science, 1979, 13: 187-194.
 [14] Senuma T, Suehiro M, Yada H. Mathematical Models for Predicting Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Hot Strips[J]. ISIJ International, 1992, 32(3): 423-432.

鲍思前 (1974-), 男, 博士, 副教授, 1996 年包头钢铁学院毕业, 钢铁材料的组织性能控制、强韧化技术及机理等。

收稿日期: 2012-10-25