

含硼微合金钢奥氏体热变形行为

李立新 邓 宁 洪 杰
(武汉科技大学, 武汉 430081)

汪凌云
(重庆大学, 重庆 400044)

摘 要 采用单道次压缩实验方法, 通过 Gleebe-1500 热模拟试验机对成分 (%) 为: 0.05C, 1.57Mn, 0.50Cu, 0.05Nb, 0.014Ti, 0.001 2B 微合金化钢进行 800 ~ 1 100 °C 应力-应变曲线和再结晶组织演变的试验研究, 建立了动态再结晶临界应变和晶粒尺寸模型。得出降低变形温度或提高变形速率可明显细化该微合金化钢的晶粒。

关键词 硼 微合金钢 热变形 再结晶

Hot Deformation Behavior of Austenite of a Microalloyed Steel Containing Boron

Li Lixin, Deng Ning and Hong Jie
(Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081)

Wang Lingyun
(Chongqing University, Chongqing 400044)

Abstract The stress-strain curves and microstructure evolution of a microalloyed steel - 0.05C, 1.57Mn, 0.50Cu, 0.05Nb, 0.014Ti, 0.001 2B between 800 and 1 100 °C have been tested and studied by Gleebe-1500 hot simulator using single pass reduction test method, and based on the experimental results the grain size model and the critical strain of dynamic recrystallization have been established. It is obtained the grain size of the microalloyed steel shall be fined with decreasing of deformation temperature and increasing of deformation rate.

Material Index Boron, Microalloyed Steel, Hot Deformation, Recrystallization

含硼微合金钢是一种工程机械用低碳高强度合金结构钢, 具有良好的耐磨性、强韧性和可焊性, 已用于机械、煤矿、运输、矿山等工业部门。为有效控制产品的组织性能, 优化其热加工工艺, 对其热变形行为进行了研究。

1 实验材料和方法

实验所用原料为热轧中板, 其化学成分 (%) 为: 0.053C、0.310Si、1.567Mn、0.014P、0.005S、0.503Cu、0.046Nb、0.246Mo、0.014Ti、0.236Ni、0.001 2B, 试样为沿轧制方向加工两端带凹槽的 $\Phi 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 规格圆柱体。

实验在 Gleeble-1500 热模拟机上进行, 实验温度 $T = 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $1\,000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $1\,100 \text{ }^{\circ}\text{C}$; 变形速度 $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$ 、 1 s^{-1} 、 10 s^{-1} 、 25 s^{-1} ; 变形程度 $\epsilon = 0.8$ 。

以 $10 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的加热速度将试样加热到 $1\,100 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 保温 5 min 后以 $3 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的冷却速度把试样冷却到试验温度, 冷却气体为 He 气, 保温 2 min 后按预定试验温度及变形速度压缩至 $\epsilon = 0.8$, 并迅即

冷却至室温以冻结高温组织。

为保证试样在变形过程中处于单向变形状态, 在试样上下端面凹槽处加入石墨粉润滑剂, 以减小接触面间的摩擦, 从而使试样在试验前后均保持为圆柱形。

保留有高温组织的试样经水磨砂纸抛光后, 放入 $80 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 0.0125 g/mol 的苯酚腐蚀剂中, 15 min 后添加少许洗涤剂, 取出洗净干燥后, 采用光学显微镜和截线法测量奥氏体晶粒直径。

2 实验结果

2.1 应力-应变曲线

图 1 为变形温度 $T = 1\,000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $1\,100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 不同变形速度条件下的应力-应变曲线。显然, 当应变速度为 10 s^{-1} 时, 在各实验温度下均不会发生动态再结晶, 而只发生动态回复。当应变速度为 1 s^{-1} 时, 变形温度在 $1\,000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时仅发生动态回复。因此, 动态再结晶发生与否与变形温度及变形速率密切相关。此外, 随着变形温度的降低, 变形速率的升高, 峰值应力增大, 其所对应的峰值应力向

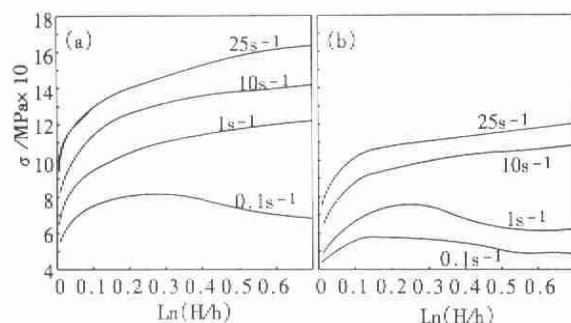


图1 硼微合金化钢的应力-应变曲线:(a) 1000 °C;
(b) 1100 °C

Fig. 1 Stress-strain curves of boron microalloyed steel:
(a) 1000 °C; (b) 1100 °C

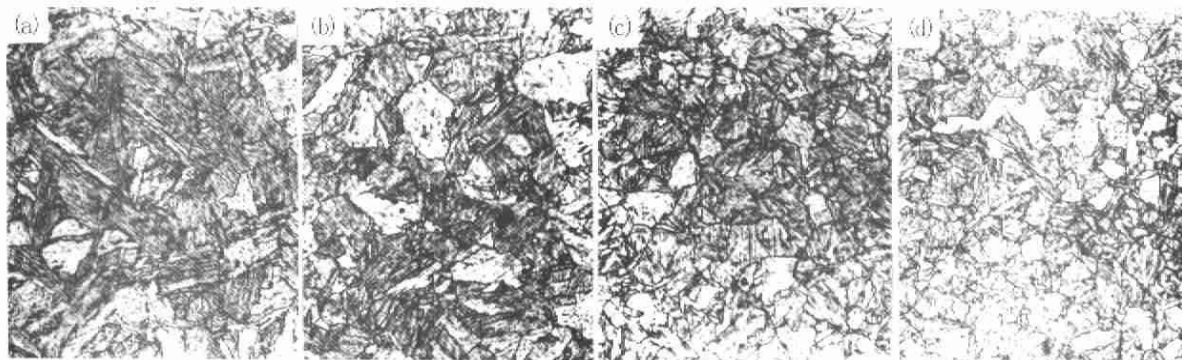


图2 硼微合金钢热变形不同阶段显微组织的变化 ×200:(a) 加工硬化状态;(b) 开始发生再结晶;(c) 再结晶晶比例增加;(d) 再结晶完成

Fig. 2 Microstructure evolution in different deformation stage of boron microalloyed steel ×200: (a) work-hardening status; (b) initial recrystallization; (c) proportion of recrystallization grain increasing; (d) recrystallization finished

占比例不断增加(图2c);当变形量超过某一值后,变形组织全部转化为动态再结晶组织(图2d)。

3 分析讨论

3.1 动态再结晶变形激活能的确定

从图1可知,变形温度越低,变形速率越高,峰值应力和峰值应变越大,再结晶越难发生。研究表明,变形过程中金属的峰值应力与变形温度 T 和应变速率 $\dot{\epsilon}$ 间的关系与高温蠕变时的情况相似,即应力函数 $F(\sigma_p)$ 或Zener-Hollomon参数 Z 可由下式表示:

$$F(\sigma_p) = Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中: σ_p -峰值应力; Q -激活能; R -气体常数。

根据以往的研究结果,应力函数常采用如下几种形式^[1,2]:

$$F(\sigma_p) = A_1 \sigma_p^m \quad (2)$$

$$F(\sigma_p) = A_2 \exp(\beta \sigma) \quad (3)$$

较高应变方向移动。

2.2 热变形不同阶段显微组织的变化

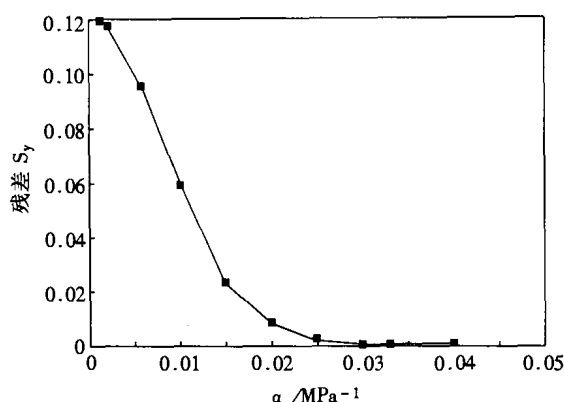
图2示出了实验材料在1100 °C、变形速率 1 s^{-1} 条件下奥氏体热变形时应力-应变曲线与显微组织的关系。当 $\epsilon < \epsilon_c$ (临界应变)时,因钢的硬化速度大于由于动态回复造成的软化速度,所以奥氏体晶粒呈压扁的加工硬化状态(图2a);随着变形的进行,钢中内部畸变能逐渐升高,当 $\epsilon > \epsilon_c$ 时,奥氏体组织将发生动态再结晶,此时,在被压扁的奥氏体晶界上将形成许多再结晶晶粒(图2b);随着变形程度的进一步增大,再结晶晶粒所

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

式中: A_i ($i=1,2,3$), α 、 β 、 m 、 n 均为试验常数。

利用实验结果对(2)~(4)式进行回归运算很容易确定材料的表观激活能,然而使用的公式不同,计算得到的激活能值亦不一样,显然应选择相关系数大、适用范围广的公式来进行计算。计算表明:(3)式的相关系数较(2)式的大,若选择适当的 α 值,(4)式的相关系数最高,这与一般认为^[3](2)式适用于小应力水平即 $\alpha \sigma_p < 0.8$, (3)式适用于应力水平较高即 $\alpha \sigma_p > 1.2$ 时的情况,而(4)式的适用范围最宽的结论是一致的。

要通过(4)式来计算材料的表观激活能,必须先确定 α 值,计算表明:不同 α 及其对应 n 值的组合均可得到可接受的回归结果,图3即为 α 值与回归残差 S_y 之间的函数关系,由该图可知:存在一最佳的 α 及 n 的组合,此时(4)式的回归残差最小。为此,以回归残差最小为追求目标,得 $\alpha = 0.03276 \text{ MPa}^{-1}$,此时 $Q = 462100.43 \text{ J/mol}$,其值

图 3 常数 α 与残差 S_y 的关系Fig.3 Relation between constant α and residual error S_y

比低碳钢的高很多,说明微合金元素具有较强延迟动态再结晶发生的作用。

3.2 动态再结晶临界变形程度的确定

一般认为^[4,5],在材质一定的条件下,峰值应变 ϵ_p 取决于变形温度、应变速度和晶粒尺寸,并可用下式表示:

$$\epsilon_p = BD^{p_1} Z^{p_2} \quad (5)$$

式中: B 、 p_1 、 p_2 为大于零的常数。

根据文献^[4,5],取 $p_1 = 0.5$,运用测得的 ϵ_p 值对上式进行回归运算得 $B = 2.985 \times 10^{-3}$, $p_2 = 0.0615$,该式相关系数 $r = 0.99345$,其值大于相关系数临界值,因此可认为回归结果是可接受的。

材料在变形过程中,当部分晶粒开始动态再结晶软化时,其它部分还在继续强化,所以动态再结晶开始的临界应变 ϵ_c 要比峰值应变 ϵ_p 略小或

近似等于 ϵ_p ^[6]。一般设 $\epsilon_c = a\epsilon_p$,且认为 a 在 0.6 至 0.9 之间^[3,4],文献^[7]在建立材料的本构关系模型时,认为 $a = 0.95$ 为最优值,文献^[8]从理论上也提出了一种确定 ϵ_c 的方法,显然根据动态再结晶动力学曲线外推来确定 a 值在概念上是十分清晰的,根据文献^[9]知,运用此法可得 $a = 0.944$,于是:

$$\epsilon_c = 2.818 \times 10^{-3} D^{0.5} Z^{0.0615} \quad (6)$$

3.3 动态再结晶晶粒尺寸与 Z 因子的关系

动态再结晶的晶粒大小主要取决于变形温度和变形速度,并常用 Z 参数来综合表示它们的影响^[10,11],即:

$$d_{dyn} = mZ^n \quad (7)$$

将测得的奥氏体晶粒直径用于(7)式的回归运算,可得

$$d_{dyn} = 3.861 \times 10^4 Z^{-0.182} \quad (8)$$

4 结论

(1) 微合金元素通过固溶拖曳机制的作用可明显抑制动态再结晶的发生,所研究钢的变形激活能为 462.1 kJ/mol,其值较普通低碳钢的高很多;

(2) 峰值应变与 Z 参数之间的关系是 $\epsilon_p = 2.985 \times 10^{-3} D^{0.5} Z^{0.0615}$,产生动态再结晶临界应变 $\epsilon_c = 2.818 \times 10^{-3} D^{0.5} Z^{0.0615}$;

(3) 动态再结晶的晶粒大小 $d_{dyn} = 3.861 \times 10^4 Z^{-0.182}$,降低变形温度或提高变形速率可显著细化晶粒。

参考文献

- 1 Bowden J W, Samuel F H, Jonas J J. Effect of Interpass Time on Austenite Grain Refinement by Means of Dynamic Recrystallization of Austenite. *Metallurgical Transactions A*, 1991, 22A(12): 2947
- 2 Kai Karhausen, Reiner Kopp. Model for Integrated Process and Microstructure Simulation in Hot Forming. *Steel Research*, 1992, 63(6): 247
- 3 窦晓峰, 鹿守理, 赵 辉. Q235 钢动态再结晶模型的建立. *北京科技大学学报*, 1998, 20(5): 467
- 4 L Pentti Karjalainen, Terrence M Maccagno, John J Jonas. Softening and Flowing Stress Behaviour of Nb Microalloyed Steels during Hot Rolling Simulation. *ISIJ International*, 1995, 35(12): 1523
- 5 Devadas C, Samarasekera I V, Hawbolt E B. The Thermal and Metallurgical State of Steel Strip during Hot Rolling: Part 3. Microstructural Evolution. *Metallurgical Transaction A*, 1991, 22A(2): 335
- 6 周纪华, 管克智. 金属塑性变形阻力. 北京: 机械工业出版社, 1989.
- 7 Hernandez C A, Medina S F, Ruiz J. Modelling Austenite Flow Curves in Low Alloy and Microalloyed Steels. *Acta Mater.*, 1996, 44(1): 155
- 8 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(1): 127
- 9 李立新, 汪凌云. 含硼微合金钢动态再结晶模型研究. *特殊钢*, 2003, 24(6): 30
- 10 Ronaldo A N M Barbosa, Henrique C Braga. Analysis of the Occurrence of Dynamic Recrystallization in Hot Rolling by Modeling of the Stress-Strain Curve. *ISIJ International*, 1992, 32(2): 257
- 11 Devadas C, Samarasekera I V, Hawbolt E B. The Thermal and Metallurgical State of Steel Strip during Hot Rolling; part 3. Microstructural Evolution. *Metallurgical Transaction A*, 1991, 22A(2): 335

李立新,男,40岁,教授。从事材料成型领域的教学与研究工作。