

Ti 微合金化汽车大梁钢 510L 动态再结晶行为

周晓光, 陈其源, 刘振宇, 吴思炜

(东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 采用单道次压缩实验和阶梯试样热轧-淬火实验研究了低成本的 Ti 微合金化汽车大梁钢 510L 的动态再结晶行为. 结果表明, 应变速率为 0.1 s^{-1} 时, 变形温度为 $850\sim 1\,050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时均发生动态再结晶, 应变速率为 0.2 s^{-1} 时, 只有在变形温度高于 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时发生动态再结晶. 变形温度的升高和变形量的增大会逐渐细化奥氏体晶粒, 并使再结晶体积分数趋于增大. 回归得到实验钢的动态再结晶激活能仅为 211.43 kJ/mol , 说明 Ti 的添加几乎没有抑制高温奥氏体的动态再结晶, 并建立了动态再结晶临界应变模型和动力学模型.

关 键 词: Ti 微合金化; 大梁钢 510L; 动态再结晶; 激活能; 数学模型

中图分类号: TG 142.1

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2018)05-0624-06

Dynamic Recrystallization Behaviors of Ti Micro-alloyed 510L Steel for Automobile Frame

ZHOU Xiao-guang, CHEN Qi-yuan, LIU Zhen-yu, WU Si-wei

(State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China.

Corresponding author: CHEN Qi-yuan, E-mail: 13940584639@163.com)

Abstract: The dynamic recrystallization behaviors of Ti micro-alloyed 510L steel for automobile frame were investigated using single-pass compression tests and hot-rolling and quenching tests for step samples. The results show that when the strain rate is 0.1 s^{-1} , the dynamic recrystallization can occur at the deformation temperature ranging from 850 to $1\,050\text{ }^{\circ}\text{C}$; while, when the strain rate is 0.2 s^{-1} , it only occurs at the temperature above $950\text{ }^{\circ}\text{C}$. With increasing the deformation temperature and strain, the average grain size of the austenite decreases and the volume fraction of recrystallization increases. By regression analysis, the activation energy for dynamic recrystallization in the tested samples is 211.43 kJ/mol , which indicates that the addition of Ti has little effect on dynamic recrystallization behavior of the high-temperature austenite. The critical strain and kinetic models for dynamic recrystallization are also established.

Key words: Ti micro-alloyed; frame steel 510L; dynamic recrystallization; activation energy; mathematical model

近年来, 汽车产业发展迅速, 对汽车大梁钢也提出了越来越高的要求^[1]. 510 L 是汽车大梁钢中需求量较大、性能要求较高的钢种, 需要具有较高的强度、韧性、冷成型性和耐疲劳性能^[2]. 510 L 一般采用控制轧制技术进行生产, 可以通过细化变形奥氏体获得细小的多边形铁素体和珠光体, 从而得到良好的性能.

目前国内各大钢厂大多采用单一 Nb 微合金化或 Nb-Ti 复合微合金化的方式生产 510 L^[3].

此前已有较多关于含 Nb 钢动态再结晶行为的研究, 含 Nb 汽车大梁钢 510 L 的动态再结晶激活能为 $350\sim 400\text{ kJ/mol}$, 说明 Nb 可以强烈抑制高温奥氏体的动态再结晶, 扩大奥氏体未再结晶温度区间, 有利于实现钢材的控制轧制^[4-6]. 然而 Nb 的价格越来越高, 且几乎完全依赖进口, 如果能找到替代 Nb 的微合金元素来生产 510 L, 将给企业带来巨大的经济效益, 并缓解能源危机. 我国 Ti 资源储量丰富, Ti 与 Nb 相比具有很大的价格优

势,且 Ti 是强碳氮化物形成元素,可以起到良好的析出强化作用,改善钢板的冷成型性和焊接性能^[7]. 同时,采用单一 Ti 微合金化还将解决 Nb 微合金钢普遍存在的混晶问题,不降低终轧温度和卷取温度,轧机和卷取机负荷小,生产易于实现. 因此,以 Ti 代 Nb 生产汽车大梁钢 510 L 是一种降低成本、改善钢板综合性能、节能减排的极佳选择,具有重要的理论和实际意义. 但是,目前对 Ti 微合金化汽车大梁钢 510L 动态再结晶行为的研究尚没有见到,不能据此制定合理的控制轧制工艺,因此有必要对 Ti 微合金化汽车大梁钢 510 L 的动态再结晶行为进行研究.

本文以低成本的 Ti 微合金化汽车大梁钢 510 L 为研究对象,进行单道次压缩实验,研究不同变形条件下的动态再结晶行为,建立动态再结晶模型,并进行阶梯试样热轧-淬火实验,分析不同变形条件下动态再结晶组织演变规律,为 Ti 微合金化汽车大梁钢 510 L 的实际生产提供参考.

1 实验材料与方法

根据合金设计原理,确定低成本的 Ti 微合金化汽车大梁钢 510L 的化学成分(质量分数,%) 为 0.08 ~ 0.1 C,1.00 ~ 1.40 Mn,0.17 ~ 0.23 Si,0.02 ~ 0.06 Ti,机械加工成 $\phi 8\text{ mm} \times 15\text{ mm}$ 的圆柱形热模拟试样和 $120\text{ mm} \times 25\text{ mm} \times (4 \sim 12)\text{ mm}$ 的 6 阶梯形试样,每个阶梯部分的长度均为 20 mm,阶梯试样各阶梯厚度分布如图 1 所示,可实现同一温度下不同变形量的轧制.

单道次压缩实验在东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室(RAL)的 MMS-300 热力模拟实验机上进行,具体实验方案如下:将试样以 $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的速度加热到 $1\,220\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 3 min,然后以 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的速度冷却到 850,900,950,1 000,

$1\,050\text{ }^{\circ}\text{C}$,保温 10 s 后,以 0.1 s^{-1} 和 0.2 s^{-1} 的应变速率进行单道次压缩变形,真应变为 0.8,变形后立即进行淬火.

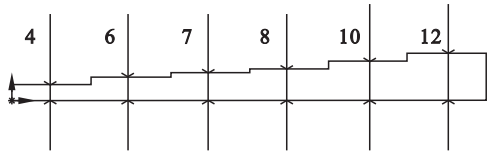


图 1 阶梯试样厚度分布图(厚度/mm)
Fig. 1 Thickness distribution of step sample

阶梯试样热轧-淬火实验在 RAL 的 $\phi 450\text{ mm} \times 450\text{ mm}$ 二辊可逆式轧机上进行,具体实验方案为:将试样加热至 $1\,220\text{ }^{\circ}\text{C}$,保温 1 h 后,在不同温度下轧制至 4.5 mm,轧制温度分别为 $1\,050$ 和 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$,原厚度为 4 mm 的部分不发生变形,轧制后立即进行淬火,用饱和苦味酸水溶液对各部分金相试样表面进行热侵蚀,以显示淬火前各部分的原奥氏体晶界,并利用 LEICAQ550IW 型金相分析仪观察奥氏体晶粒的形貌. 除变形量外,各部分金相试样具有极为相似的变形条件,可保证实验数据的可比性.

2 实验结果与分析

2.1 单道次压缩应力-应变曲线

图 2 给出了不同变形条件下实验钢的应力-应变曲线. 当应变速率为 0.1 s^{-1} 时,各温度下变形时刚开始应力均先随应变增加而增大,但增大的幅度越来越小,达到峰值应力后,应力开始减小,最后趋于稳定,应力-应变曲线呈现动态再结晶型;当应变速率为 0.2 s^{-1} 时,在 850 和 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下变形时应力先随应变增加而逐渐增大,最后保持稳定,应力-应变曲线呈现动态回复型,其余温度下的应力-应变曲线呈现动态再结晶型.

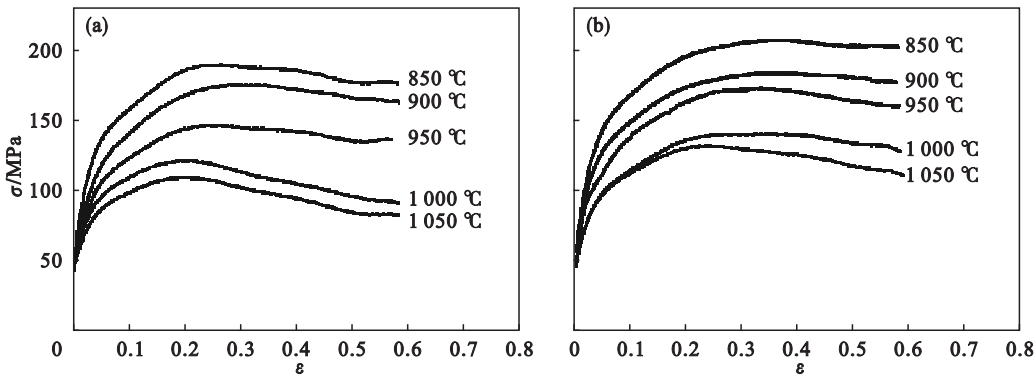


图 2 不同变形条件下的应力-应变曲线
Fig. 2 Stress-strain curves under different deformation conditions
(a)— $\dot{\epsilon}=0.1\text{ s}^{-1}$; (b)— $\dot{\epsilon}=0.2\text{ s}^{-1}$.

2.2 变形温度、应变速率和变形量对高温奥氏体动态再结晶的影响

由图 2b 可知,对于相同的应变速率和变形量,变形温度越高,变形应力越小. 应变速率为 0.2 s^{-1} 时,变形温度为 $1\,050$, $1\,000$ 和 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的应力-应变曲线上均出现了峰值应力,并对应一峰值应变 ε_p ,之后应力开始逐渐减小,说明变形过程中已经发生了动态再结晶,而峰值应力和峰值应变均随着变形温度的升高趋于减小,表明变形温度较高时容易使动态再结晶发生,而变形温度较低时需要更大的变形量才能发生动态再结晶. 当变形温度降至 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下时,应力-应变曲线中没有峰值应力出现,说明变形过程中不再发生动态再结晶,而只发生动态回复. 这主要是由于,在较高温度下变形时,金属原子的热运动更加剧烈,位错滑移需要的临界切应力也有所降低,空位更容易发生运动,位错也更容易进行交滑移和攀移,此时更有利于发生动态再结晶;而材料在较低温度下变形时的加工硬化作用较强,动态软化的驱动力较小,不容易发生动态再结晶.

图 3 给出了 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 变形时不同应变速率下的应力-应变曲线,在变形温度和变形量相同的情况下,变形应力与应变速率成正比. 应变速率为 0.1 s^{-1} 时,应力-应变曲线上出现了峰值应力,之后应力有下降趋势,说明变形中已经进行了部分动态再结晶. 应变速率增大到 0.2 s^{-1} ,应力-应变曲线类型逐渐由动态再结晶型转变为动态回复型. 这表明,较大的应变速率不利于奥氏体动态再结晶的发生. 这是由于,若要材料发生动态再结晶,则必须对其施加足够的变形量,达到发生动态再结晶的临界变形量,才能使材料积累相应的位错畸变能,而应变速率的增大会使加工硬化的作用不断增强,导致动态再结晶所需的临界变形量增大,再结晶所需的驱动力增加,因而不容易发生动态再结晶.

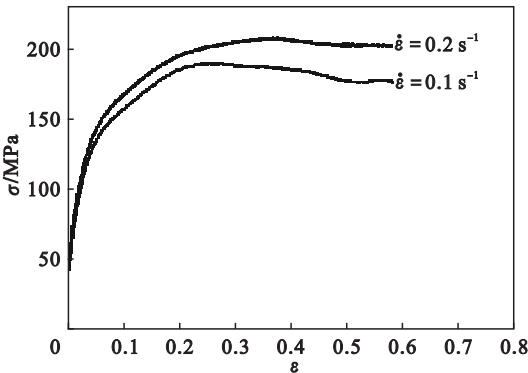


图 3 不同应变速率下的应力-应变曲线
Fig. 3 Stress-strain curves of different strain rates

图 4 给出了 $1\,050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下以 0.1 s^{-1} 的应变速率发生变形的应力-应变曲线. 真应变接近 0.2 时,变形应力达到峰值,此后变形应力随着变形量的增大而趋于减小,不断发生动态再结晶.

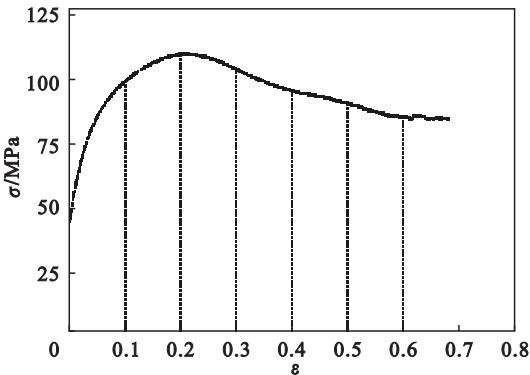


图 4 变形温度 $1\,050\text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率 0.1 s^{-1} 条件下的应力-应变曲线
Fig. 4 Stress-strain curve of strain rate 0.1 s^{-1} at $1\,050\text{ }^{\circ}\text{C}$

综合以上分析可以得出,变形温度较高,应变速率较小,变形量较大时,高温变形奥氏体更容易发生动态再结晶.

2.3 实验钢的动态再结晶模型

由单道次压缩实验的应力-应变曲线,可以通过数学方法回归出实验钢高温变形奥氏体的动态再结晶数学模型.

1) 实验钢动态再结晶激活能计算. Zener-Hollomon 参数 (Z 参数) 是温度补偿应变速率因子,决定了高温奥氏体塑性变形过程中的变形温度 T 和应变速率 $\dot{\varepsilon}$,该关系可用式(1)表示^[8]:

$$Z = A [\sinh(\alpha \sigma_p)]^n = \dot{\varepsilon} \exp(Q_d/RT) \quad (1)$$

式中: Q_d 为动态再结晶激活能, kJ/mol ; R 为气体常数, $8.314\,472\text{ J/(mol}\cdot\text{K)}$; A, n, α 均为常数.

T 越低、 $\dot{\varepsilon}$ 越大时, Z 值越大,也就是说,此时要发生动态再结晶需要较大的变形量. 由式(1)变形即可得到高温奥氏体发生塑性变形时应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 、峰值应力 σ_p 和变形温度 T 之间的关系:

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha \sigma_p)]^n \exp(-Q_d/RT) \quad (2)$$

由式(3)和式(4)可以确定式(2)中的常数 α :

$$\dot{\varepsilon} = B_1 \sigma_p^m, \quad (3)$$

$$\dot{\varepsilon} = B_2 \exp(\beta \sigma_p^m) \quad (4)$$

式中, B_1, B_2, m, β 均为材料性质相关常数,且满足 $\beta = \alpha m$.

将式(3)和式(4)的两边分别取自然对数,可知,在温度一定的条件下, $\ln \dot{\varepsilon}$ 与 $\ln \sigma_p$ 和 $\ln \dot{\varepsilon}$ 与 σ_p 之间呈线性关系. 由此可求出 m 的平均值为

6.757 49, β 的平均值为 0.041 36, 从而确定了常数 $\alpha = 0.006\ 12\ \text{MPa}^{-1}$.

将式(2)的两边分别取自然对数, 然后对其求导, 即得到关系式:

$$Q_d = R \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial [\ln(\sinh(\alpha \sigma_p))]} \bigg|_T \left[\frac{\partial [\ln(\sinh(\alpha \sigma_p))]}{\partial (1/T)} \right] \bigg|_{\dot{\varepsilon}} = Rnb.$$

(5)

由式(5)可知, $\ln \dot{\varepsilon}$ 与 $\ln(\sinh(\alpha \sigma_p))$ 之间满足斜率为 n 的线性相关; $\ln(\sinh(\alpha \sigma_p))$ 与 $1/T$ 满足斜率为 b 的线性相关, 如图 5 所示. 由此可确定 n 和 b 的平均值分别为 5.08 和 5 005.66, 将 n 值和 b 值代入到式(5)中, 即得到了实验钢的动态再结晶激活能 Q_d 为 211.43 kJ/mol. 而保持其他成分不变, 只将实验钢中的 Ti 换为相同质量分数的 Nb, 其动态再结晶激活能为 430 kJ/mol, 表明 Ti 的添加几乎没有抑制高温奥氏体的动态再结晶.

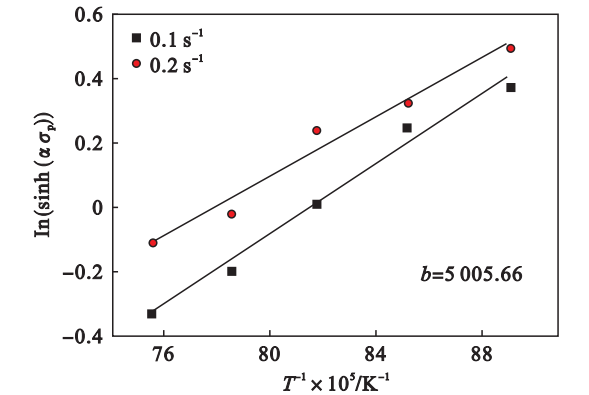


图 5 实验钢峰值应力与变形温度的关系
Fig. 5 Correlations between σ_p and deformation temperature of experimental steel

根据应力 - 应变曲线上的数据, 计算出 $Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q_d/RT)$ 和 $[\sinh(\alpha \sigma_p)]^n$ 的值, 然后对其进行线性回归, 如图 6 所示, 得到实验钢的 A 值为 1.10×10^8 .

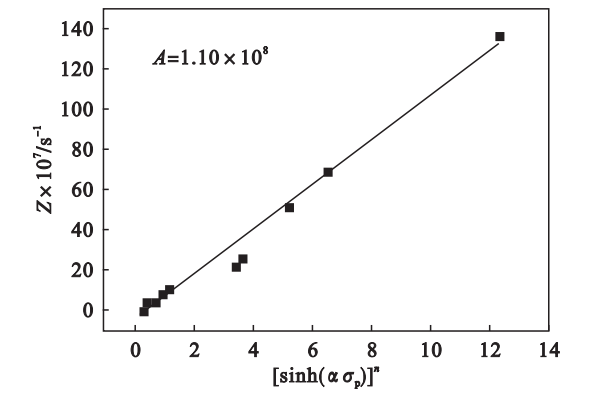


图 6 实验钢 Z 值与峰值应力的关系
Fig. 6 Correlations between Z parameter and σ_p of experimental steel

进而得到 Z 参数:
$$Z = 1.10 \times 10^8 [\sinh(0.006\ 12 \sigma_p)]^{5.08} = \dot{\varepsilon} \exp(25\ 429/T).$$

实验钢的热加工方程为
$$\dot{\varepsilon} = 1.10 \times 10^8 [\sinh(0.006\ 12 \sigma_p)]^{5.08} \times \exp(-25\ 429/T).$$

2) 实验钢动态再结晶临界应变模型建立. 由上述分析可知, 当变形程度达到临界变形量时, 才能发生动态再结晶. 确定这个临界应变 ε_c , 对研究控制轧制工艺具有重要意义. 一般认为 $\varepsilon_c = (0.60 \sim 0.85) \varepsilon_p$, 该值由材料性质决定, 可通过 $d\sigma/d\varepsilon - \sigma$ 曲线来确定^[9]. 实验钢以 $0.1\ \text{s}^{-1}$ 应变速率变形时的 $d\sigma/d\varepsilon - \sigma$ 曲线如图 7 所示.

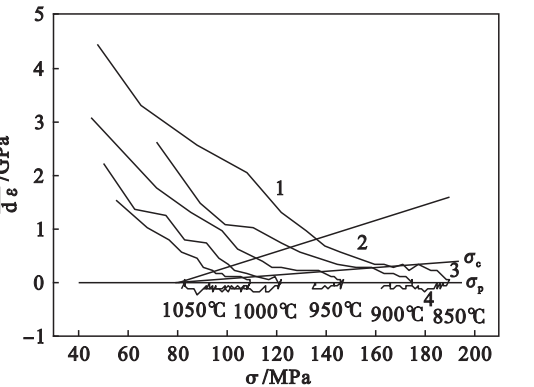


图 7 实验钢加工硬化率与应力的关系
Fig. 7 Correlations between $d\sigma/d\varepsilon$ and σ of experimental steel

实验钢的 $d\sigma/d\varepsilon - \sigma$ 曲线分为 4 个阶段: 第一阶段为第一个线性硬化阶段, 从开始一直持续到亚晶形成, 曲线斜率大, 亚晶在该阶段形核和长大; 之后应力的增大使动态回复的速率开始放缓, 曲线斜率逐渐减小, 进入第二个线性硬化阶段, 直到应力增大至动态再结晶临界应力 σ_c , 其对应的应变为动态再结晶临界应变 ε_c ; 第三阶段开始发生动态再结晶, $d\sigma/d\varepsilon$ 迅速下降, $d\sigma/d\varepsilon = 0$ 所对应的应力即为峰值应力 σ_p ; 过了峰值应力 σ_p 后, 材料已完全发生了动态再结晶, 进入到最后一个阶段. 通过对不同变形条件下的 ε_c 和 ε_p 进行统计, 得到了 $\varepsilon_c/\varepsilon_p$ 的平均值为 0.67, 即 $\varepsilon_c = 0.67 \varepsilon_p$.

图 8 表明, ε_p 和 Z/A 之间有近似的幂函数关系, 采用式(8)进行回归计算, 即可确定常数 a, b 的值, 从而得到 ε_p 与 Z/A 的关系方程.

$$\varepsilon_p = a \cdot \left(\frac{Z}{A} \right)^b.$$

(8)

最终结果 $a = 0.259\ 06, b = 0.150\ 56$, 代入式(8)中, 得到了实验钢动态再结晶临界应变模型:

$$\varepsilon_p = 0.259\,06 \cdot \left(\frac{\varepsilon \exp(25\,429/T)}{1.10 \times 10^8} \right)^{0.150\,56}, \quad (9)$$
$$\varepsilon_c = 0.173\,57 \cdot \left(\frac{\varepsilon \exp(25\,429/T)}{1.10 \times 10^8} \right)^{0.150\,56}.$$

(10)

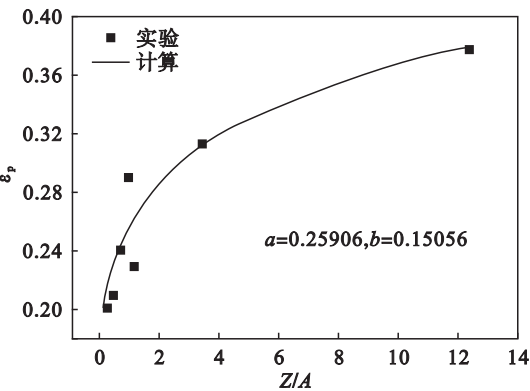


图 8 实验钢峰值应变与 Z/A 的关系
Fig. 8 Correlations between ε_p and Z/A of experimental steel

3) 实验钢动态再结晶动力学模型建立. 动态再结晶动力学模型可以通过应力 - 应变曲线, 由 Avrami 方程描述:

$$X_D = 1 - \exp \left[-M \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)^n \right]. \quad (11)$$

式中: X_D 为动态再结晶体积分数; ε 为应变; M, n 均为常数.

根据 Wahabi 等^[10]的方法计算实验钢动态再结晶体积分数:

$$X_D = \frac{\sigma^{de} - \sigma^{dx}}{\sigma_s^{de} - \sigma_s^{dx}}. \quad (12)$$

式中: σ^{de} 为动态回复瞬时应力; σ_s^{de} 为动态回复稳态应力; σ^{dx} 为动态再结晶瞬时应力; σ_s^{dx} 为动态再结晶稳态应力. 由于动态回复中一直保持峰值应力不变, 可以用 σ_p 近似替换 σ^{de} 和 σ_s^{de} , 则式 (12) 可表示为

$$X_D = \frac{\sigma_p - \sigma^{dx}}{\sigma_p - \sigma_s^{dx}}. \quad (13)$$

对式 (11) 两边分别取双对数, 可得

$$\ln \left(\ln \left(\frac{1}{1 - X_D} \right) \right) = n \ln \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right) + \ln M. \quad (14)$$

由此可以看出, $\ln \left(\ln \left(\frac{1}{1 - X_D} \right) \right)$ 与 $\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)$ 之间呈线性关系, 对其进行线性回归, 如图 9 所示. 可以得到 $n = 2.417\,12, M = 0.600\,66$.

实验钢动态再结晶动力学模型:

$$X_D = 1 - \exp \left[-0.600\,66 \times \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)^{2.417\,12} \right].$$

$$\left(\frac{\varepsilon}{0.259\,06 \cdot \left(\frac{\varepsilon \exp(25\,429/T)}{1.10 \times 10^8} \right)^{0.150\,56}} - 0.67 \right)^{2.417\,12} \right]. \quad (15)$$

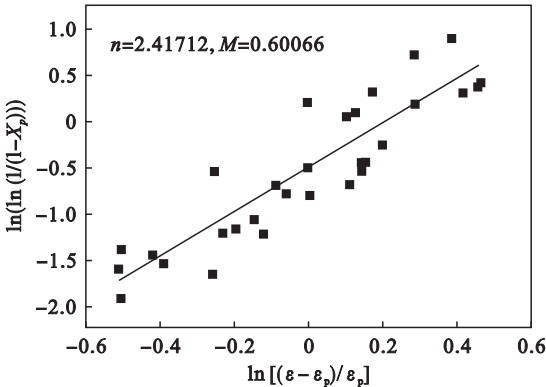


图 9 实验钢 $\ln \left(\ln \left(\frac{1}{1 - X_D} \right) \right)$ 与 $\ln \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)$ 之间的关系
Fig. 9 Correlations between $\ln \left(\ln \left(\frac{1}{1 - X_D} \right) \right)$ and $\ln \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)$ of experimental steel

2.4 阶梯试样热轧 - 淬火实验奥氏体再结晶组织演变

轧制温度为 950 ℃ 时奥氏体的典型组织演变情况如图 10 所示. 原厚度为 4 mm 的部分奥氏体晶粒较大, 基本上不存在细小的再结晶晶粒; 原厚度为 6 mm 的部分可以看到少量细小的再结晶晶粒, 这是由于轧制变形使具有较高能量的晶界开始不断弓出, 并发生形核, 从而引起部分晶粒发生动态再结晶; 随着原厚度的增大, 轧制变形量增大, 组织中再结晶晶粒明显增多, 没有发生再结晶的晶粒逐渐被细小的再结晶晶粒吞并, 使奥氏体晶粒细化, 再结晶体积分数增大, 动态再结晶进行得更加充分. 轧制温度为 1 050 ℃ 时的结果与轧制温度为 950 ℃ 时相似.

不同轧制温度下奥氏体平均晶粒尺寸和再结晶体积分数随真应变的变化规律如图 11 所示, 随着真应变的增大, 奥氏体平均晶粒尺寸逐渐减小, 再结晶体积分数逐渐增大, 真应变介于 0.5 和 0.6 之间时, 再结晶体积分数急剧增大, 当真应变达到 0.9 以上时, 再结晶已基本完成. 对于原厚度为 4 mm 的部分, 轧制温度为 1 050 ℃ 时奥氏体晶粒尺寸为 42 μm, 远小于轧制温度为 950 ℃ 时的奥氏体晶粒尺寸 85 μm, 这是由于考虑到轧辊弹跳的作用, 轧制时的辊缝设定为 2.5 mm, 原厚度为 4 mm 的部分在轧制过程中产生了小于 0.05 的微小真应变. 由 2.3 节建立的实验钢动态再结晶临界应变模型可以得出, 该微小应变不足以使

奥氏体在 1 050 和 950 ℃ 下轧制变形过程中发生动态再结晶,而轧制后到淬火前不可避免地存在 1~2 s 的间隙时间. 轧制温度为 1 050 ℃ 时奥氏体在该间隙时间内能够发生部分亚动态再结晶,使奥氏体晶粒尺寸得以细化,轧制温度为 950 ℃ 时奥氏体则不会在该间隙时间内发生亚动态再结晶. 对于相同的变形量,轧制温度较高时,奥氏体

平均晶粒尺寸较小,再结晶体积分数更大,这一方面是由于轧制温度较高时奥氏体更容易发生动态再结晶;同时,轧制温度较高时从轧制后到淬火前的间隙时间内奥氏体也发生了部分亚动态再结晶,使奥氏体晶粒再次得以细化,观察到的再结晶晶粒是发生了动态和亚动态两种再结晶综合作用产生的.

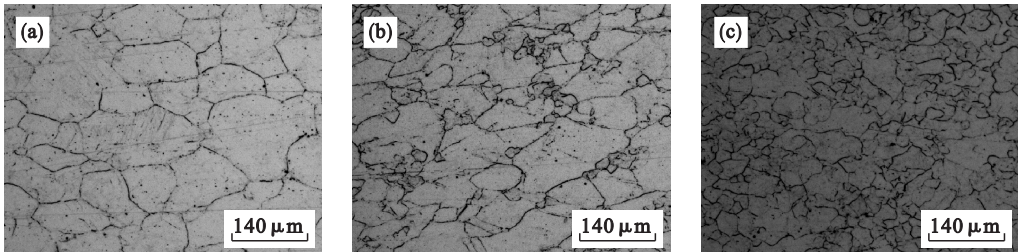


图 10 轧制温度为 950 ℃ 时实验钢动态再结晶组织演变

Fig. 10 Microstructure evolution of dynamic recrystallization for experimental steel during rolling temperature of 950 ℃
(a)—4 mm; (b)—6 mm; (c)—7 mm.

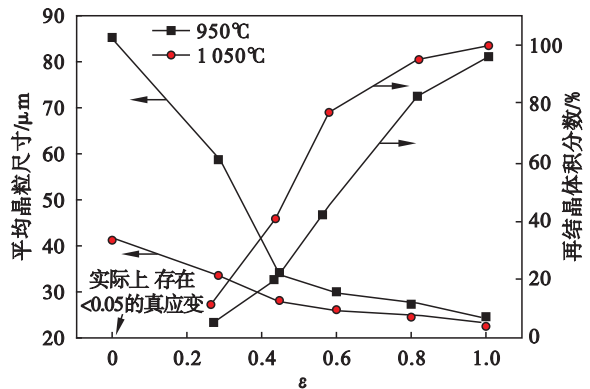


图 11 奥氏体平均晶粒尺寸及再结晶体积分数随真应变的变化
Fig. 11 Variation of austenite average grain size and recrystallization fraction with true strain

3 结 论

- 1) 应变速率为 0.1 s^{-1} 时,变形温度为 850~1 050 ℃ 时均发生动态再结晶,应变速率为 0.2 s^{-1} 时,只有在变形温度高于 950 ℃ 时发生动态再结晶.
- 2) 回归得到实验钢的动态再结晶激活能仅为 211.43 kJ/mol,说明添加 Ti 几乎没有抑制高温奥氏体动态再结晶的作用.
- 3) 利用实验钢的 $d\sigma/d\epsilon - \sigma$ 曲线确定了动态再结晶临界应变与峰值应变的比值为 0.67,并建立了动态再结晶临界应变模型和动力学模型.
- 4) 变形温度的升高和变形量的增大会逐渐细化奥氏体晶粒,并使再结晶体积分数趋于增大.

参考文献:

[1] 杜林秀. 低成本 590MPa 级汽车大梁钢板的工业试制[J]. 金属热处理, 2007, 32(12): 42-44.
(Du Lin-xiu. Industrial trial of low cost 590MPa grade automobile beams steels [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2007, 32(12): 42-44.)

[2] 梅蓉俊, 陈凌峰, 梅冰. 宝钢热轧汽车用钢生产现状及发展趋势[J]. 轧钢, 2004, 21(4): 27-30.
(Mei Rong-jun, Chen Ling-feng, Mei Bing. Production situation and development tendency of hot rolled sheet for automobile in Baosteel [J]. *Steel Rolling*, 2004, 21(4): 27-30.)

[3] 张继魁, 辛莹, 张曼曼, 等. 汽车大梁用低合金高强度钢板性能与发展[J]. 汽车工艺与材料, 2004(6): 42-46.
(Zhang Ji-kui, Xin Ying, Zhang Man-man, et al. Property and development of high strength low alloy hot rolled steel sheet for truck frame use [J]. *Automobile Technology & Material*, 2004(6): 42-46.)

[4] Bao S, Zhao G, Yu C, et al. Recrystallization behavior of a Nb-microalloyed steel during hot compression [J]. *Applied Mathematical Modelling*, 2011, 35(7): 3268-3275.

[5] Shen W, Zhang L, Zhang C, et al. Constitutive analysis of dynamic recrystallization and flow behavior of a medium carbon Nb-V microalloyed steel [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, 25(5): 2065-2073.

[6] Shaban M, Eghbali B. Determination of critical conditions for dynamic recrystallization of a microalloyed steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527(16): 4320-4325.

[7] Zhou J, Kang Y, Mao X. Precipitation characteristic of high strength steels microalloyed with titanium produced by compact strip production [J]. *Journal of University of Science and Technology Beijing: Mineral Metallurgy Materials (English Edition)*, 2008, 15(4): 389-395.

[8] Mirzadeh H, Najafizadeh A. Hot deformation and dynamic recrystallization of 17-4 pH stainless steel [J]. *ISIJ International*, 2013, 53(4): 680-689.

[9] McQueen H J, Ryan N D. Constitutive analysis in hot working [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 322(1/2): 43-63.

[10] 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): 116-125.