

热轧中厚板组织一性能预测及软件开发

许云波¹, 刘相华¹, 王国栋¹, 谢瑞萍², 金永春²

(1. 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室(东北大学), 辽宁 沈阳 110004;

2. 首钢总公司技术研究院, 北京 100041)

摘要: 以热力学和动力学理论为基础, 开发了组织性能预测系统, 并在首钢中厚板厂实现应用。预测了钢板屈服强度、抗拉强度随工艺及冷却参数的变化, 预测结果和实测值吻合较好。随着冷却速率的增加, 铁素体体积分数减少, 晶粒尺寸变细。同样, 成品厚度较大时, 铁素体晶粒尺寸较大, 铁素体体积分数变化不大。待温厚度为成品厚度的 2 倍左右, 可以使 Q235 中板获得良好的力学性能。

关键词: 再结晶; 物理冶金模型; 热轧中厚板; 性能预测; 软件开发

中图分类号: TG333.7 文献标识码: A 文章编号: 0449-749X(2006)03-0051-04

Prediction and Software Development of Microstructure and Properties of Hot Rolled Steel Plates

XU Yun-bo¹, LIU Xiang-hua¹, WANG Guo-dong¹, XIE Rui-ping², JIN Yong-chun²

(1. The State Key Laboratory of Rolling Technology and Automation, Northeastern University, Shenyang 110004, Liaoning, China; 2. Shougang Research Institute of Technology, Beijing 100041, China)

Abstract: On the basis of thermodynamics and kinetics, the microstructure-property prediction system was developed and successfully applied at Shougang plate plant. The variation of yield strength and tensile strength of steel plate with process parameters can be predicted. The predicted results are in good agreement with measured ones. The transformed ferrite volume fraction increases and grain size decreases with the increase of cooling rate. With the increase of steel plate thickness, the average ferrite grain size increases and the change of ferrite volume fraction is very small. When the thickness of intermediate rolling piece is two times of final product, good strength and superior toughness can be obtained.

Key words: recrystallization; physical and metallurgical model; hot-rolled plate; property prediction; software development

轧制过程材料组织性能预测是利用物理冶金学模型, 对轧制中的各种金属学现象进行计算机模拟, 预测出轧后产品组织状态和力学性能, 进行成分和轧制工艺的优化设计, 从而实现对产品质量的控制。这是一项涉及到轧制工艺学、塑性成形金属学、钢铁材料物理冶金学和计算机应用等多学科的综合性的研究课题。对于中厚板组织性能预测, 由于检测手段、数据通讯、模型精度、组织性能不均匀等诸多因素的影响, 一定程度上限制了 TMCP 技术的发展。

本文针对首钢中厚板生产过程, 以奥氏体再结晶、相变等物理冶金模型为基础, 对钢板轧制及冷却过程微观组织演变及最终力学性能进行了预测。

1 预测模型建立

基于板带的控轧控冷生产过程, 其组织一性能

预测模型主要包括^[1,2]: ① 加热模型, 主要计算在加热炉中晶粒长大的过程; ② 再结晶模型, 主要模拟在高温轧制中和轧制后, 发生的奥氏体动态再结晶和静态再结晶; ③ 相变模型, 模拟在精轧之后的控制冷却过程中, 加工硬化奥氏体发生的连续冷却相变现象; ④ 组织一性能对应关系模型, 通过考虑描述钢材各种强韧化机制的组织参数, 分别计算了细晶强化、相变强化等强韧化机制对钢材强度和韧性的影响。

1.1 再加热模型

钢坯在加热炉中加热时, γ 晶粒尺寸取决于加热温度、升温速度和保温时间及钢的等效碳当量等因素。出加热炉时 γ 晶粒尺寸是预测轧制过程中再结晶行为的初始条件。

本文采用以下模型^[3]计算原始 γ 晶粒尺寸的经验公式, 即:

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50504007, 503334010, 50474086), 辽宁省博士启动基金(20041009)
作者简介: 许云波(1976-), 男, 博士, 讲师; E-mail: Xuyunbo@mail.neu.edu.cn; 修订日期: 2005-03-20

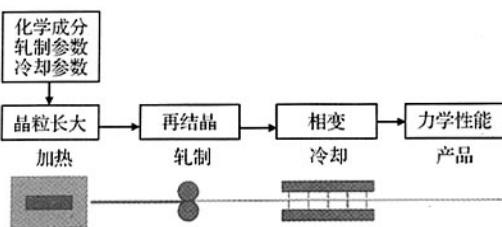


图 1 钢板组织性能预测的建模思路

Fig. 1 Schematic of microstructure-property prediction model of steel plates

$$d_0^2(t) = d_0^2(t=0) + 3.68 \times 10^8 C_{eq}^{-1.43} \cdot \exp(-20000/T) \cdot t^{0.24}$$

$$d_0^2(t=0) = A \cdot \alpha_r^{-0.15} \quad (1)$$

式中, A 为常数, α_r 为升温速度。

1.2 再结晶模型

动态再结晶动力学可通过应力—应变曲线,采用以下方程形式来描述^[4]:

$$X_D = 1 - \exp[-0.69((\epsilon - \epsilon_c)/\epsilon_p)^N] \quad (2)$$

式中, X_D 为动态再结晶率; ϵ_c 和 ϵ_p 分别为动态再结晶临界应变和峰值应力对应的应变; N 为常数。

静态再结晶可用来计算热轧道次间隔时间内发生的静态再结晶力学,即:

$$X_s = 1 - \exp[-0.69(t/t_{0.5})^{n_s}] \quad (3)$$

$$t_{0.5} = Ad_0\epsilon^S\dot{\epsilon}^B \exp(Q_{rex}/RT)$$

式中, X_s 为动态再结晶率; $t_{0.5}$ 为再结晶发生一半的时间; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率; Q_{rex} 为再结晶激活能, kJ/mol; R 为气体常数; t 、 T 分别为时间和绝对温度; A 、 S 、 B 、 n_s 均为常数。

$$d_{rg}^Z = d_{rec}^Z + k_s t \exp(Q_q/RT) \quad (4)$$

$$d_{rec} = A_s d_0^{p'} \dot{\epsilon}^q$$

式中, d_{rec} 、 d_{rg} 分别为再结晶及长大后的晶粒尺寸; Q_q 为晶粒长大激活能; A_s 、 k_s 、 p' 、 q' 分别为常数; Z 为指数。

1.3 相变模型

Cahn 的相变动力学理论^[5],首先作如下假设:铁素体仅在奥氏体晶界(这里包括晶内产生的大量的变形带)表面上形核;单位奥氏体晶界面积上铁素体形核速率与时间无关;铁素体各向同性长大。在相变前期,相变以“成核长大”机制进行,其动力学方程为:

$$X_{F1} = 1 - \exp\left[-\frac{\pi}{3} I_s S_y G_F^3 \cdot t^4\right] \quad (5)$$

在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变后期,符合“位置饱和”机制,其动力学方程为:

$$X_{F2} = 1 - \exp(-2S_y G_F \cdot t) \quad (6)$$

式中, X_{F1} 和 X_{F2} 分别为 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变前期和后期的相变率; S_y 为单位体积奥氏体等效晶界表面积; I_s 和 G_F 分别为 α 相的成核及长大速率。

根据经典的形核长大理论,铁素体的形核速率和长大速率可分别表示为^[6]:

$$I_F = \frac{K_1 D_C}{(kT)^{-1/2}} \cdot \exp\left[-\frac{K_2}{kT \Delta G_F^2}\right] \quad (7)$$

$$G_F = \frac{D_C \cdot (X_C^{\gamma/\alpha} - X_C^\gamma)}{4r_0(X_C^\gamma - X_C^{\alpha/\gamma})}$$

式中, k 为 Boltzmann 常数; K_1 、 K_2 为常数; ΔG_F 为 $\gamma \rightarrow \alpha$ 的相变驱动力; D_C 为 C 在 γ 的扩散系数; r_0 为 α 相成长端的极限曲率半径; X_C^γ 、 $X_C^{\gamma/\alpha}$ 、 $X_C^{\alpha/\gamma}$ 分别为 γ 相中 C 的摩尔分数, γ/α 相界处 γ 一侧和 α 一侧 C 的摩尔分数。

假定 $\gamma \rightarrow P$ 和 B 符合 Cahn 理论的“位置饱和”机制,相变率可表示为:

$$X_{F2} = 1 - \exp(-2S_y G_{P(B)} \cdot t) \quad (8)$$

1.4 组织与性能关系

钢材的强韧化机制主要有固溶强化、析出强化、相变强化、位错强化和细晶强化等,因此影响室温力学性能的组织参数主要包括:溶质元素在钢中固溶的质量百分数、碳氮化物析出相体积分数和质点尺寸、室温下各组成相体积分数、平均位错密度和铁素体晶粒尺寸等。屈服强度与组织参数关系式可表示为^[7]:

$$R_{cl} = \sigma_0 + s \cdot d_F^{-1/2} + t \quad (9)$$

式中,后两项表示细化晶粒对屈服强度的贡献; s 、 t 为常数。第一项 σ_0 主要表示包括位错强化、固溶强化、析出强化和相变强化等方式的复合强化效果,可由回归方法确定。

抗拉强度可按照 Tomota 和 Tamura 的分配应变方法^[8]来计算:

$$R_m = p \{ X_F (H_F + q d_F^{-1/2}) + X_P H_P + X_B H_B \} + r \quad (10)$$

式中, p 、 q 和 r 为常数; X_F 、 X_P 和 X_B 分别为铁素体、珠光体和贝氏体的体积分数; H_F 、 H_P 和 H_B 分别为铁素体、珠光体和贝氏体的显微硬度。

2 计算结果和分析

根据中厚板 TMCP 工业轧制的条件,计算不同工艺参数对首钢 Q235 钢室温显微组织和力学性能

的影响,为确定新的轧制规程和冷却制度提供指导。现场数据采自首钢中板轧机的控轧控冷轧制工艺,连铸坯 $200\text{ mm} \times 1400\text{ mm} \times 1700\text{ mm}$, 加热温度 $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。分别按照不同的轧制工艺和冷却制度,得到不同终轧温度、终冷温度和厚度的若干组带钢成品。用于检验的试样取自成品板卷长度方向上不同部位。拉伸试验在 INSTRON4206 型电子拉伸实验机上进行。试样按 GB6397-86 规定的板材试样加工。试样经抛光、用 4% 的硝酸乙醇溶液腐蚀后,在光学显微镜下观察其显微组织,并用 EPM-810 电子探针分析仪进一步观察,用图像分析仪进行晶粒度分析和定量金相检查。

采用本文模型计算得到的不同条件下强度、组织参数等随工艺参数的变化及其与其实测值的比较如图 2 和图 3 所示。钢种成分: $w(\text{C}) = 0.15\%$, $w(\text{Si}) = 0.17\%$, $w(\text{Mn}) = 0.56\%$, $w(\text{P}) = 0.018\%$, $w(\text{S}) = 0.016\%$, 轧机的轧辊直径为 900

mm。轧制工艺分别为 $200 \rightarrow 175 \rightarrow 155 \rightarrow 135 \rightarrow 115 \rightarrow 90 \rightarrow 70 \rightarrow 55 \rightarrow 40 \rightarrow 30 \rightarrow 24 \rightarrow 18 \rightarrow 16 \rightarrow 14 \rightarrow 12$ 和 $200 \rightarrow 175 \rightarrow 155 \rightarrow 135 \rightarrow 115 \rightarrow 90 \rightarrow 65 \rightarrow 45 \rightarrow 36 \rightarrow 28 \rightarrow 24 \rightarrow 22$, 轧后均采用空冷或水幕冷却。

对低碳钢而言,中厚板 TMCP 技术的主要控制参数有:精轧(Ⅱ阶段)轧制温度、压下制度和冷却速率等。精轧温度的控制主要通过粗轧和精轧两阶段的待温及中间冷却来实现,压下制度的制定主要考虑轧机能力范围内加大变形程度和负荷分配后移。同时二者又相互影响,例如中间坯待温厚度既反映了压下分配制度,又直接影响精轧过程的温度变化,是中厚板轧制规程设定中的一个重要参数,对室温组织和力学性能有较大的影响。如果中间坯厚度大,增加了精轧过程的变形量,但同时温降速度减慢;如果中间坯厚度小,粗轧阶段变形程度增大,精轧阶段的温降加快但变形程度略小。总之,中间坯厚度对随后的相变和晶粒细化的影响比较复杂。

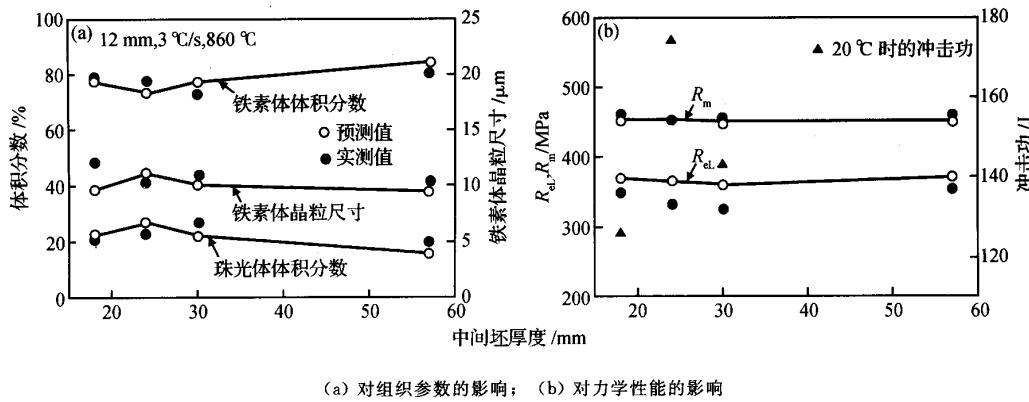
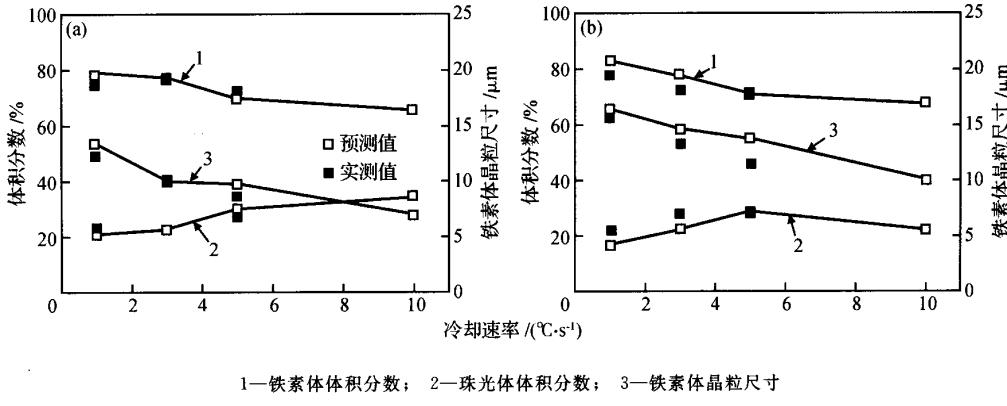


图 2 中间坯厚度对组织参数和力学性能的影响

Fig. 2 Effect of intermediate rolling piece thickness on microstructural parameters and mechanical properties



1—铁素体体积分数; 2—珠光体体积分数; 3—铁素体晶粒尺寸

(a) $12\text{ mm}, 860\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $22\text{ mm}, 860\text{ }^{\circ}\text{C}$

图 3 冷却速率对组织参数的变化

Fig. 3 Effect of cooling rate on microstructure

图 2 示出了中间坯厚度对室温组织参数和力学性能的影响。从图 2 中可以看出, 中间坯厚度较大, 铁素体体积分数增大, 晶粒较细; 随着中间坯厚度减小, 铁素体分数略有减小, 晶粒尺寸稍有粗化; 当中间坯厚度继续减小时, 铁素体分数又有所增加, 晶粒变细。对于成品厚度为 12 mm 的中板, 待温板厚分别为 30、18、24 mm 时, 在相同条件下, 随着待温厚度的减小, 屈服强度提高, 但待温厚度为 24 mm 的冲击韧性最好, 待温厚度为 18 mm 的冲击韧性最差。因此最佳的待温板厚为 24 mm, 也就是说 2 倍成品厚度的中间坯待温后精轧是合适的。

近年来, 随着轧后冷却系统在中厚板生产中的应用, 将改变长期以来中厚板“干旱缺水”的现状, 使控冷技术对改善钢材组织性能真正发挥作用。冷却速率的控制主要是通过控制辊道速度、冷却水流量来实现的。加速冷却不可以细化晶粒, 大幅度提高钢材的性能水平。但冷却速率太大则不利于矫直, 且使纵横向性能差加大。图 3 示出了冷却速率对组织参数的影响。随着冷却速率的增加, 铁素体体积分数减少, 晶粒尺寸变细。同样, 成品厚度较大时, 铁素体晶粒尺寸较大, 铁素体体积分数变化不大。

3 软件开发及其应用

以热力学和动力学理论为基础, 通过控轧控冷试验确立模型参数, 建立了中厚板组织性能预测模型, 开发相应的模型代码, 通过不同模块封装、组合完成中厚板组织性能演变预测软件的设计, 实现对生产过程的模拟。

该设计采用 Win2000/XP 操作系统环境, 硬件环境需求 CPU 主频 ≥ 500 MHz, 内存容量 ≥ 128 M, 硬盘空间 ≥ 500 M, 软件采用 VB 和 C++ 语言将程序分成不同的模块, 模块之间设立数据传递的规范, 便于程序维护和二次开发。为了便于数据的管理和维护, 将相应的数据分类, 放入不同的数据表中, 在软件运行时, 可以根据需要随时读取或更新。软件也可从过程机数据库中滚动读取工艺参数和化学成分等作为输入参数, 通过模型计算预测轧制过程组织性能结果。界面美观、操作简便、显示清晰, 通过鼠标可实现人机交互, 完成不同计算任务。

该软件已安装于首钢中厚板过程机服务器上进行运行。跟踪监视运行数据, 并将对应的坯料进行

的力学性能检测和抽样的定量金相分析, 实测结果与软件预测值进行比较, 发现预测结果具有良好的精度。

4 结论

(1) 建立了 C-Mn 中厚板 TMCP 过程中组织演变和力学性能的预测模型, 模型包括再加热、再结晶、相变和力学性能 4 个子模型, 预测了不同轧制制度及冷却制度下, 钢板力学性能的变化。预测值和实测值吻合较好, 表明本模型有较高的精度。

(2) 待温厚度应为成品厚度的 2 倍左右, 可以使 12 mm Q235 中板铁素体晶粒细化到 $8\sim11\ \mu\text{m}$ 左右, 同时获得良好的力学性能。

(3) 随着冷却速率的增加, 铁素体体积分数减少, 晶粒尺寸变细。同样, 成品厚度较大时, 铁素体晶粒尺寸较大, 铁素体体积分数变化不大。

(4) 开发了组织性能预测软件并在首钢中厚板厂进行在线应用, 预测结果具有较高的精度。

参考文献:

- [1] Hodgson P D, Gibbs R K. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels[J]. ISIJ International, 1992, 32(12): 1329-1338.
- [2] Laasraoui A, Jonas J J. Prediction of Temperature Distribution, Flow Stress and Microstructure During the Multipass Hot Rolling of Steel Plate and Strip[J]. ISIJ International, 1991, 31(1): 95-105.
- [3] 江坂一彬, 助田淳一, 高桥学. 材质予測・制御モデルの開発[J]. 制铁研究, 1986, 321: 92.
- [4] Siciliano F J, Minami K, Jonas J J. Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress, Fractional Softening and Grain Size During the Hot Strip Rolling of C-Mn Steels[J]. ISIJ International, 1996, 36(12): 1500-1506.
- [5] Cahn J W. The Kinetics of Grain Boundary Nucleated Reaction [J]. Acta Metallurgica, 1956, 4: 449.
- [6] Takehiko S, Masayoshi S, Hiroshi Y. Mathematical Models for Predicting Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Hot Strips[J]. ISIJ International, 1992, 32(3): 423-432.
- [7] Yoshie A, Fujioka M, Watanabe Y, et al. Computer Modelling of Phase Transformation From Work-hardened Austenite[J]. ISIJ International, 1992, 32: 395-404.
- [8] Tomoda Y, Tamura I. Mechanical Properties of Two-ductile Steels[J]. Tetsu-to-Hagane, 1981, 67: 439.