

Fe-C-Mn 系冷轧双相钢两相区奥氏体化过程模拟

邝霜^{1,2)} 康永林^{1,2)} 于浩¹⁾ 齐秀美¹⁾ 刘仁东³⁾

1) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083 2) 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083

3) 鞍山钢铁集团公司技术中心, 鞍山 114001

摘要 在对双相钢两相区奥氏体化过程进行热力学与动力学分析的基础上, 建立了两相区奥氏体化过程的扩散模型, 并采用显式有限体积法对 740 °C 与 780 °C 下的奥氏体化过程进行了数值求解. 模拟结果表明: 奥氏体长大初期受 C 元素在奥氏体中的扩散控制并很快达到亚平衡. 该阶段奥氏体长大速度较快. 奥氏体长大后受 Mn 元素在铁素体中的扩散控制. 该过程由于 Mn 元素的扩散速率比 C 元素的扩散速率低几个数量级而持续数千秒. 当 Mn 元素在两相中的扩散通量相等时, 奥氏体停止长大, Mn 元素继续从铁素体向奥氏体中转移以完成其在两相中的均化.

关键词 双相钢; 奥氏体化; 两相区退火; 扩散

分类号 TG 156.1

Simulation of austenization during intercritical annealing for Fe-C-Mn cold rolling dual phase steel

KUANG Shuang^{1,2)}, KANG Yonglin^{1,2)}, YU Hao¹⁾, QI Xiumei¹⁾, LIU Rendong³⁾

1) School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology, Beijing 100083, China

3) Technology Center, Anshan Iron & Steel Group Corporation, Anshan 114001, China

ABSTRACT Based on the analysis of thermodynamics and dynamics for austenization during intercritical annealing of a dual phase steel, an austenization model was established and solved by using the explicit finite volume method at two austenite temperatures of 740 °C and 780 °C. The simulated results show that the initial stage of austenite growth is controlled by carbon diffusion in austenite and reaches paraequilibrium quickly, and the austenization rate in this stage is very fast. The late stage of austenite growth is controlled by manganese diffusion in ferrite. As the diffusion rate of manganese is several orders of magnitude slower than that of carbon, this stage lasts for thousands of seconds. When the diffusion flux of manganese in each phase is equal, austenite stops growing. But manganese continues its transfer from ferrite to austenite in order to achieve its homogenization in each phase.

KEY WORDS dual phase steel; austenization; intercritical annealing; diffusion

铁素体马氏体双相钢以其低屈强比、高初始加工硬化速率、良好强度和延性的配合等优点, 已发展成为一种成形性良好的高强度新型冲压用钢, 成为现代汽车用钢的重要组成部分^[1]. 高品质 C-Mn 系冷轧双相钢采用先进的连续退火机组生产, 其组织演变主要包括冷变形结构的再结晶, 两相区部分奥氏体化以及快冷过程中奥氏体向马氏体的转变. 双相区奥氏体化过程直接决定着马氏体的形貌、体积分数以及马氏体中碳含量, 从而最终影响到双相钢

的抗拉强度、伸长率以及加工硬化特性等^[2-7]. 因此分析研究两相区奥氏体化过程对双相钢的组织性能控制具有重要意义并引起了许多研究者的关注^[8-11], 但是他们的研究都是基于实验观察的定性分析. 虽然有的学者对 Fe-C 二元合金完全奥氏体化过程进行了数值模拟^[12-14], 但 Fe-C-Mn 系双相钢的两相区退火不仅不同于完全奥氏体化, 而且也不是简单的碳扩散控制过程. 本文采用物理热模拟结合热力学动力学分析, 对两个不同温度下冷轧双

收稿日期: 2007-07-01 修回日期: 2007-09-10

作者简介: 邝霜(1981-), 男, 博士研究生; 康永林(1954-), 男, 教授, 博士生导师, E-mail: kangylin@mater.ustb.edu.cn

相钢奥氏体化过程进行了定量数值模拟分析。

1 热模拟实验

研究用钢的化学成分为(质量分数): 0.08%, C; 1.75%, Mn; Si < 0.03%; 0.02% ~ 0.07%, Al; N < 0.007%。采用 200 kg 真空熔炼炉冶炼并浇铸成厚度为 90 mm 的铸坯, 经 10 道次热轧成厚度为 7 mm 的钢板, 热轧板经酸洗后冷轧至 2 mm, 压下率为 71%。热模拟实验在 Gleeble-1500 热模拟机上进行。先将试样以 $1\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 速度加热至 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 使其充分再结晶以消除冷变形组织, 随后以 $20\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 速度分别加热至 $740\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $780\text{ }^{\circ}\text{C}$, 保温不同时间后淬火以测定试样的奥氏体化情况, 采用 Image Tool 图像处理软件对淬火组织进行定量分析。

2 相变热力学与动力学分析

冷变形组织充分完成再结晶后, 继续升温到两相区保温时, 奥氏体相变首先发生在珠光体区域, 由于珠光体片层间距较小, 碳原子的扩散距离较短, 因此珠光体向奥氏体的转变在数秒内完成, 奥氏体成分为共析成分^[10]。随着保温时间的增加, 先形成的奥氏体将继续向铁素体区区长大直到达到该温度下的

两相平衡。如果钢中主要成分只有 C 元素, 那么奥氏体的长大过程由 C 元素在奥氏体中的扩散控制。但是冷轧双相钢中通常都加入 Mn 等合金元素以提高冷却过程中奥氏体的稳定性, 因此 Mn 元素的引入, 将对两相区奥氏体化过程有重要影响, 相变过程将由 C、Mn 元素的扩散共同控制。虽然 Mn 元素在初始铁素体与珠光体组织中的浓度梯度几乎为零, 但是当珠光体转变为初始奥氏体核心后, 相同 Mn 元素浓度在奥氏体与铁素体中对应着不同的化学势, 因此 Mn 元素将在化学势梯度的驱动下从铁素体向奥氏体中转移, 直到在两相中的化学势相等。

图 1 是采用 Thermo-Calc 热力学软件计算得到的 $740\text{ }^{\circ}\text{C}$ 与 $780\text{ }^{\circ}\text{C}$ 温度下, Mn 元素在奥氏体与铁素体中的化学势随其含量变化的曲线。表 1 是从图中抽取出的初始状态与最终平衡状态奥氏体与铁素体中 Mn 元素质量分数及对应的化学势。从中可以看出, 1.75% Mn 在奥氏体和铁素体中对应着不同的化学势, 因此奥氏体长大过程中, 相界面处 Mn 原子将会从铁素体向奥氏体转移以增加其在奥氏体中的化学势而减小其在铁素体中的化学势, 直到 Mn 元素在两相中的化学势相等。

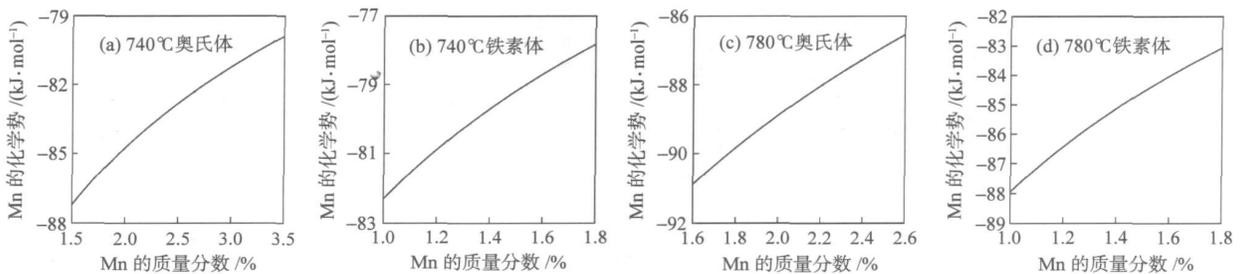


图 1 不同温度下 Mn 元素在奥氏体与铁素体中的化学势

Fig. 1 Chemical potentials of manganese in austenite and ferrite at different temperatures

表 1 初始态和平衡态 Mn 元素在奥氏体与铁素体中的质量分数与化学势

Table 1 Chemical potential and content of manganese in austenite and ferrite in different states

温度/ $^{\circ}\text{C}$	状态	奥氏体中		铁素体中	
		质量分数/%	化学势/($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)	质量分数/%	化学势/($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)
740	初始态	1.75	-86.767	1.75	-77.824
	平衡态	3.31	-80.812	1.18	-80.812
780	初始态	1.75	-90.440	1.75	-83.092
	平衡态	2.45	-87.244	1.06	-87.244

按照 Fick 定律, 除了化学势梯度外, 扩散系数对扩散速率有较大影响。C、Mn 元素在两相中的扩散系数不同将导致扩散控制因素的变化。假定合金元素浓度对扩散系数的影响可以忽略, 那么扩散系

数与温度的关系可以由 Arrhenius 方程表示为:

$$D_p^m(T) = D_0^m \exp(-Q_p^m/RT) \quad (1)$$

式中: m 代表合金元素, p 代表相, Q 为扩散激活能, R 为气体常数, T 为热力学温度, D_0 为比例系数。

其中 D_0 和 Q 见表 2.

经计算: $D_{\gamma}^C(740\text{ }^{\circ}\text{C})=1.210\ 14\times 10^{-12}\ \text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}$, $D_{\gamma}^{\text{Mn}}(740\text{ }^{\circ}\text{C})=2.979\ 62\times 10^{-19}\ \text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}$, $D_{\alpha}^{\text{Mn}}(740\text{ }^{\circ}\text{C})=1.201\ 79\times 10^{-16}\ \text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}$; $D_{\gamma}^C(780\text{ }^{\circ}\text{C})=2.275\ 06\times 10^{-12}\ \text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}$, $D_{\gamma}^{\text{Mn}}(780\text{ }^{\circ}\text{C})=1.038\ 96\times 10^{-18}\ \text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}$, $D_{\alpha}^{\text{Mn}}(780\text{ }^{\circ}\text{C})=3.604\ 63\times 10^{-16}\ \text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}$. 从计算结果可以看出, C 元素在奥氏体中的扩散系数比 Mn 元素在奥氏体与铁素体中的扩散系数都高几个数量级. 因此在奥氏体向铁素体长大的初期, C 元素的扩散占主导地位, 而 Mn 元素浓度却几乎没有变化. 在这个过程中, 可以近似认为 Mn 元素在两相中的浓度仍然保持为 1.75%, 那么这个阶段相界面处 C 元素的局部平衡浓度应该由图 2 来确定. 这里将由图 2 确定的平衡称作亚平衡. C 元素迅速扩散达到亚平衡后, 相界面 C 元素浓度将受到 Mn 元素浓度的制约, 奥氏体化过程将受到 Mn 元素扩散控制而由亚平衡向该温度下的最终平衡转变, 相界面局部平衡浓度将沿着图 3 中的平衡浓度边界移动.

表 2 式(1)中的基本参数

Table 2 Basic parameters of Eq. (1)

合金元素	奥氏体中		铁素体中	
	$D_0/$ ($10^{-5}\ \text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}$)	$Q/$ ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)	$D_0/$ ($10^{-4}\ \text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}$)	$Q/$ ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)
C	2.0	140	—	—
Mn	5.7	277	4.36	243.6

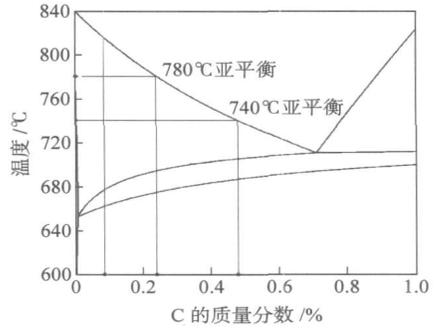


图 2 1.75% Mn 的垂直截面相图

Fig. 2 Vertical sectional phase diagram of 1.75% Mn

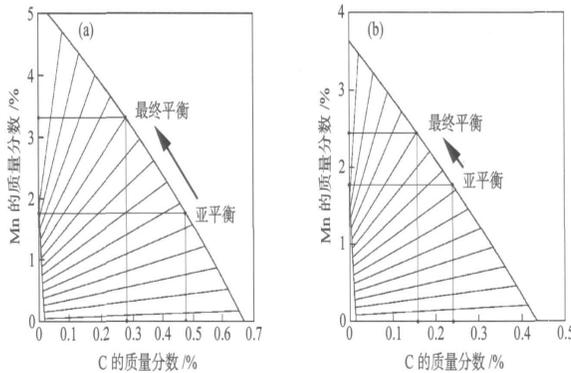


图 3 740 °C (a) 与 780 °C (b) 的等温截面相图

Fig. 3 Isothermal sectional phase diagram at 740 °C (a) and 780 °C (b)

表 3 列举了 C、Mn 元素处于亚平衡和最终平衡状态在两相中的含量. 从中可以看出, 在相同温度下, 由于 Mn 元素的添加, 平衡奥氏体 C 含量比

Fe-C 二元合金系低, 奥氏体量则比 Fe-C 二元合金系高.

表 3 亚平衡态与最终平衡态奥氏体与铁素体中元素含量

Table 3 Contents of C and Mn in austenite and ferrite at different states

温度/°C	状态	奥氏体中		铁素体中	
		C 质量分数/%	Mn 质量分数/%	C 质量分数/%	Mn 质量分数/%
740	亚平衡	0.4803	1.75	0.002145	1.75
	最终平衡	0.2831	3.31	0.005815	1.18
780	亚平衡	0.2426	1.75	近似为 0	1.75
	最终平衡	0.1570	2.45	0.004226	1.06

3 扩散模型及求解

假设扩散过程相界面处于局部平衡状态, 界面前沿保持平直, 那么可以用一维模型来描述奥氏体化过程. 如果扩散系数与浓度无关, 那么 Fick 扩散定律可以表示为:

$$\frac{\partial C_p^m}{\partial t} = D_p^m \frac{\partial^2 C_p^m}{\partial x^2} \quad (2)$$

其中, m 代表合金元素, p 代表相, C_p^m 表示 m 元素在 p 相中的浓度, t 表示时间, x 表示距离.

界面移动将由下面方程决定:

$$v (* C_\alpha^c - * C_\gamma^c) = D_\gamma^c \left(\frac{\partial C_\gamma^c}{\partial x} \right) * - D_\alpha^c \left(\frac{\partial C_\alpha^c}{\partial x} \right) * \quad (3)$$

其中, $*$ 代表相界面, v 代表界面移动速度.

移动相边界问题如果采用解析方法求解, 具有较大难度, 并且界面移动速率隐含在扩散方程中. 为此, 本研究采用显式有限体积方法对奥氏体化过程进行数值求解.

将时间和空间离散化, 并分别取其步长为 Δt 与 Δx . 空间网格划分如图 4 所示, 任一单元 i 与其相邻单元 k 之间的扩散通量可以表示为:

$$J_{i,k} = D_p^m \frac{C_k^m - C_i^m}{\Delta x} \quad (4)$$

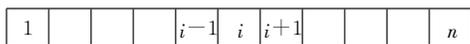


图 4 一维有限体积法的网格示意图

Fig. 4 One-dimensional mesh for the finite volume method

在每个时间步, 单元 i 的浓度变化可以由以下方程确定:

$$\Delta x \frac{\Delta C_i^m}{\Delta t} = J_{i,i-1} + J_{i,i+1} \quad (5)$$

对界面单元 Mn 元素的扩散通量由下式确定:

$$J_{i,k} = \lambda^{\text{Mn}} \frac{u_k^{\text{Mn}} - u_i^{\text{Mn}}}{\Delta x} \quad (6)$$

其中, i 为界面单元, k 为与界面相邻的单元, u^{Mn} 代表化学势, λ^{Mn} 是由浓度扩散系数按化学势折合得到的等效系数. 式(6)则可以实现 Mn 按化学势梯度在界面进行扩散.

相界面移动由相界面单元的碳浓度控制, 如果界面碳浓度达到由相图确定的平衡浓度, 那么该界面单元由铁素体变为奥氏体, 相界面前移一个单元.

由于显示求解方法可能出现发散, 因此时间步长应该满足如下的收敛条件:

$$\Delta t < \frac{\Delta x^2}{4 D_{\max}} \quad (7)$$

实验中, 冷变形组织完成再结晶后的平均晶粒

尺寸为 $10 \mu\text{m}$, 珠光体体积分数约为 16% . 假设珠光体平均分布, 尺寸为 $2 \mu\text{m}$, 模拟开始之前, 珠光体刚好完全转变为初始奥氏体, 则可以采用图 5 所示的一维几何模型.

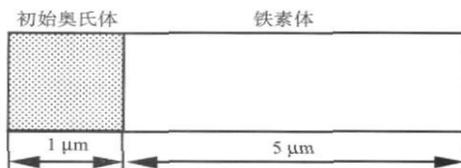


图 5 模拟所采用的几何模型

Fig. 5 Geometric model for simulation

模拟的初始条件为: 初始奥氏体中 C 元素质量分数为 0.71% (由 Thermo-Calc 计算的共析成分), 铁素体中 C 元素质量分数忽略为零; 初始 Mn 元素质量分数在两相中相等, 均为名义质量分数 1.75% . 模拟边界条件假设为溶质向两侧边界的扩散通量为零.

4 模拟结果与讨论

采用 Visual Basic 软件编写计算程序, 计算得到 740°C 与 780°C 等温奥氏体化的结果如图 6. 从图中可以看出, 740°C 等温奥氏体化过程中, C 元素扩散控制的奥氏体长大过程进行十分迅速, 大约 1s 就达到亚平衡, 而在这个阶段, Mn 元素浓度在两相中几乎没有变化. 保温时间达到 10s , 可以明显看到 Mn 的扩散开始发生. 由于 Mn 元素在奥氏体中的扩散系数比在铁素体中低 $2\sim 3$ 个数量级, 从铁素体中扩散过来的 Mn 原子在相界面奥氏体一侧聚集导致相界面奥氏体一侧浓度逐渐增大. 相界面在局部平衡浓度控制下向前推移. 采用扫描电镜观察组织 (如图 7 所示) 可以看出, 由于 Mn 元素的边界富集, 淬火后形成的马氏体岛边界因具有较高的淬透性而呈现出一个亮白色的边圈. 780°C 时模拟结果与 740°C 相似, 但由于 780°C 时 C、Mn 元素的平衡浓度更低, 因此奥氏体化过程进行得更彻底.

虽然 Mn 元素在奥氏体一侧浓度不断增大, 但这个过程不会一直持续. 当奥氏体一侧的扩散通量等于铁素体一侧的通量时, 相界面奥氏体一侧的 Mn 元素浓度将不会增大, 且保持为最终平衡浓度, 奥氏体也停止长大. 在继续保温的过程中, 铁素体中 Mn 原子向奥氏体转移, 使 Mn 浓度在两相中均匀化. 从图 6 中 780°C 时 Mn 分布可以看出, 当保温时间达到 1800s , 相界面一侧奥氏体中的 Mn 质量分数维持在 2.45% , 继续保温奥氏体将停止长大.

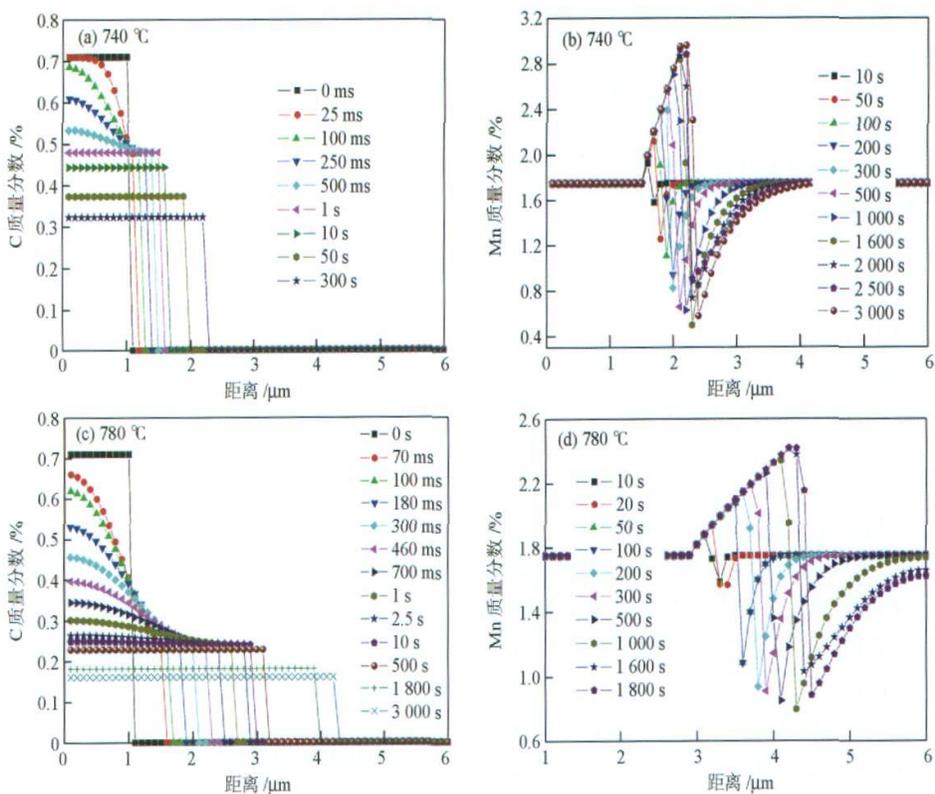


图 6 碳锰元素在两相中的分布

Fig.6 Distribution of C and Mn in different phases

但是 740 °C 时保温到 3 000 s, 相界面一侧奥氏体中 Mn 质量分数还没有达到其最终平衡时 3.31%, 奥氏体将继续长大.

体体积分数达到 48%, 1 800 s 时奥氏体体积分数为 71%. 图 8 中还给出了实验测定的奥氏体体积分数随保温时间的关系. 可以看出, 实验结果与计算结果比较吻合.

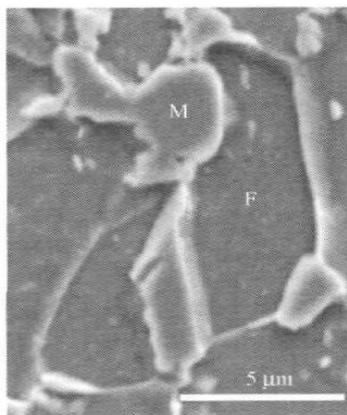


图 7 锰元素在 F/M 相边界的富集

Fig.7 Enrichment of manganese at F/M interface

图 8 给出了 740 °C 与 780 °C 保温过程中奥氏体形成的动力学曲线. 从图中可以看出, C 元素扩散控制阶段, 奥氏体长大速率比 Mn 元素扩散控制高几个数量级, 740 °C 保温, 1 s 内奥氏体体积分数就达到 25%, 而 3 000 s 后奥氏体体积分数才增加到 36%; 780 °C 保温, 由于扩散速率增大, 2.5 s 时奥氏

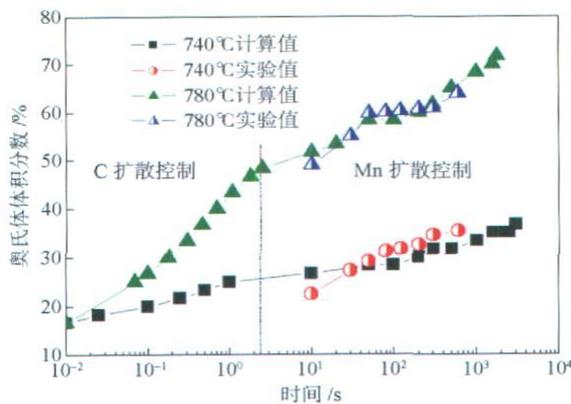


图 8 奥氏体化动力学曲线

Fig.8 Kinetics of austenization

5 结论

Fe-C-Mn 三元合金两相区奥氏体化过程可以分为三个阶段: 第一个阶段是奥氏体在原珠光体区域快速形核直到珠光体完全溶解, 该过程仅持续数

秒。第二个阶段奥氏体向铁素体长大,这个阶段初期受 C 元素在奥氏体中扩散控制直至达到亚平衡,奥氏体长大速度较快;之后奥氏体缓慢的长大过程受 Mn 元素在铁素体中的扩散控制,该过程长达数千秒。第三个阶段奥氏体停止长大, Mn 元素继续从铁素体向奥氏体扩散使两相中的 Mn 浓度均化。

参 考 文 献

- [1] Bhattacharya D. Developments in advanced high strength steels// *The Joint International Conference of HSLA Steels 2005 and ISUGS 2005 Proceedings*. Sanya, 2005; 70
- [2] Rocha R O, Melo T M F, Pereloma E V, et al. Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase steel. *Mater Sci Eng A*, 2005, 391: 296
- [3] Erdogan M. Effect of austenite dispersion on phase transformation in dual phase steel. *Scripta Mater*, 2003, 48(5): 501
- [4] Erdogan M, Tekeli S. The effect of martensite volume fraction and particle size on the tensile properties of a surface-carburized AISI 8620 steel with a dual-phase core microstructure. *Mater Charact*, 2002, 49(5): 445
- [5] García-Junceda A, Caballero F G, Capdevila C, et al. Determination of local carbon content in austenite during intercritical annealing of dual phase steels by PEELS analysis. *Scripta Mater*, 2007, 57(2): 89
- [6] Su Y, Fu R Y, Li L. Effect of the martensite content on the mechanical properties of dual phase steels of St12Q1 and St37-2G. *Shanghai Met*, 2004, 26(4): 8
- (苏钰, 符仁钰, 李麟. 马氏体含量对 St12Q1 和 St37-2G 双相钢力学性能的影响. *上海金属*, 2004, 26(4): 8)
- [7] Wen D H. The influence of microstructure on the tensile property of dual phase steel. *Shanghai Met*, 2005, 27(6): 51
(温东辉. 金相组织对双相钢强度影响的研究. *上海金属*, 2005, 27(6): 51)
- [8] Datta D P, Gokhale A M. Austenitization kinetics of pearlite and ferrite aggregates in a low carbon steel containing 0.15 Wt Pct C. *Metall Trans*, 1981, 12A(3): 443
- [9] Garcia C I, Deardo A J. Formation of austenite in 1.5 Pct Mn steels. *Metall Trans*, 1981, 12A(3): 521
- [10] Speich G R, Demarest V A, Miller R L. Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels. *Metall Trans*, 1981, 12A(8): 1419
- [11] Souza M M, Guimaraes J R C, Chawla K K. Intercritical austenitization of two Fe-Mn-C steels. *Metall Trans*, 1982, 13A(4): 575
- [12] Jacot A, Rappaz M. A two-dimensional diffusion model for the prediction of phase transformations; application to austenitization and homogenization of hypoeutectoid Fe-C steels. *Acta Mater*, 1997, 45(2): 575
- [13] Jacot A, Rappaz M. A combined model for the description of austenitization, homogenization and grain growth in hypoeutectoid Fe-C steels during heating. *Acta Mater*, 1999, 47(5): 1645
- [14] Jacot A, Rappaz M, Reed R C. Modelling of reaustenitization from the pearlite structure in steel. *Acta Mater*, 1998, 46(11): 3949