

doi:10.12068/j.issn.1005-3026.2024.04.004

ESP工艺下DP600热轧双相钢铁素体相变模型

周晓光, 马鑫, 姜珊, 刘振宇

(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: 为了建立ESP工艺条件下DP600热轧双相钢的铁素体相变动力学数学模型,采用动态相变膨胀仪对实验钢分别进行等温相变和连续冷却相变实验.基于实测的铁素体相变孕育期和铁素体体积分数,在变形温度以上结合经典形核理论计算铁素体相变孕育期,变形温度以下通过实验数据拟合 ΔG_v 计算铁素体相变孕育期.考虑冷却速度的影响对可加性法则进行修正并基于此计算了连续冷却条件下的铁素体相变开始温度和体积分数.结果表明:修正后的相变模型计算的铁素体相变开始温度和体积分数与实测值吻合良好,可用于预测ESP工艺下DP600钢的铁素体相变行为.

关键词: 孕育期;铁素体相变;相变动力学;数学模型;预测

中图分类号: TG 142 文献标志码: A 文章编号: 1005-3026(2024)04-0483-07

Ferrite Phase Transformation Model of DP600 Hot Rolled Dual-Phase Steel Under ESP Process

ZHOU Xiao-guang, MA Xin, JIANG Shan, LIU Zhen-yu

(State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: ZHOU Xiao-guang, E-mail: xiaoguangzhou@126.com)

Abstract: In order to establish ferrite phase transformation kinetics mathematical model of DP600 hot rolled dual-phase steel under the ESP process condition, the isothermal phase transformation and continuous cooling phase transformation experiments were conducted on the experimental steel by using the dynamic phase transformation dilatometer. Based on the measured ferrite phase transformation incubation time and ferrite volume fraction, the incubation time of ferrite phase transformation was calculated by combining classical nucleation theory above the deformation temperature, and the incubation time of ferrite phase transformation below the deformation temperature was calculated by fitting ΔG_v according to the experimental data. Considering the influence of cooling rate, the additivity rule was modified and based on this, the starting temperature and volume fraction of ferrite phase transformation under continuous cooling conditions were calculated. The results showed that the calculated starting temperature and volume fraction of ferrite phase transformation using the modified phase transformation model are in good agreement with the measured values, which can be used to predict the ferrite phase transformation behavior of DP600 dual-phase steel under the ESP process.

Key words: incubation time; ferrite phase transformation; phase transformation kinetics; mathematical model; prediction

随着汽车产业的飞速发展,人们对汽车的安全可靠性要求越来越高.由铁素体和马氏体组成的600 MPa级双相钢因其高强度、高塑性、低屈服比和高初始加工硬化率等优良的综合性能被

广泛地应用于汽车制造业.汽车用热轧薄规格双相钢常采用冷轧结合轧后退火的方式进行制备.由于轧制设备的不断发展和轧制工艺的不断优化,已经可以仅通过热轧的方式生产薄规格双相

收稿日期: 2022-11-21

基金项目: 国家重点研发计划项目(2022YFB3304800); 中国博士后科学基金资助项目(2023M730512).

作者简介: 周晓光(1978-),男,辽宁辽中人,东北大学副教授,博士生导师;刘振宇(1967-),男,内蒙古赤峰人,东北大学教授,博士生导师.

钢,即实现热轧双相钢的“以热代冷”,其中最典型的应用就是 ESP(endless strip production)生产线,ESP 因其稳恒^[1](恒温、恒速、恒张力)的生产工艺成为最适合制备“以热代冷”双相钢的生产工艺。

与传统工艺相比,ESP 工艺的铸坯省去了降温再升温的工序,在粗轧后增加感应加热使其精轧温度不大幅下降,因此其生产效率要高于传统工艺^[2].ESP 工艺的主要特点包括:1)无限长铸坯的直接轧制,因此,其高温奥氏体晶粒尺寸较大;2)中间坯经过感应加热过程又会使奥氏体晶粒长大;3)在变形过程中的应变相对较大,促进了动态再结晶的发生.在 ESP 工艺条件下制备热轧双相钢时,对铁素体相变行为进行研究并建立相应的数学模型对于制备高品质“以热代冷”薄规格双相钢具有十分重要的意义。

近年来,国内外学者提出了很多铁素体等温相变和连续冷却相变的模型.Saito 等^[3]基于传统工艺建立了 0.06C-1.25Mn-0.035Nb 钢的相变模型,不能很好表征 ESP 工艺下的相变行为.Miltzer 等^[4]的相变模型在计算相变体积分数时对决定形核行为的参数 n 视为定值,但实际上 n 是不断变化的.刘雪峰等^[5]建立的相变模型在使用可加性法则计算相变开始温度和体积分数时,没有考虑冷却速度对可加性法则的影响。

Capdevila 等^[6]建立的孕育期模型,由于假设的形核形状不同,计算结果与实测结果未能有效吻合。

基于此,本文以 C-Mn-Si-Cr 系 DP600 双相钢为研究对象,模拟 ESP 工艺的初始大晶粒奥氏体和中间坯补热条件,使用经典形核理论计算未变形条件下的孕育期并以实测孕育期计算 ΔG_V 回归求得变形条件下的孕育期.以修正后的可加性法则建立了铁素体相变开始温度和铁素体体积分数的数学模型,研究结果为 ESP 工艺制备高品质“以热代冷”双相钢奠定了理论基础。

1 实验材料与方案

模拟实验在动态相变膨胀仪上进行,实验钢的化学成分如表 1 所示,将坯料加工成尺寸为 $\phi 5 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的圆柱形相变试样.为了尽可能模拟 ESP 工艺,设计了如下变形工艺:将圆柱形相变试样以 $20 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 速度加热至 $1300 \text{ }^\circ\text{C}$ 并保温 420 s (通过高温长时间保温模拟初始大尺寸的铸坯组织),然后以 $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的冷却速度冷却至 $950 \text{ }^\circ\text{C}$,保温 10 s 后以 $12 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的加热速度加热(模拟感应加热过程)至 $1150 \text{ }^\circ\text{C}$ 并保温 10 s ,然后以 $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的冷却速度冷却至 $850 \text{ }^\circ\text{C}$ 保温 10 s 后进行变形,真应变为 0.4 ,应变速率为 5 s^{-1} 。

表 1 实验钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of experimental steel (mass fraction)							%
C	Si	Mn	P	S	N	Al	Cr
0.06	0.46	1.42	0.004 8	0.002 2	0.003 7	0.035	0.38

1) 为了测定 ESP 工艺下奥氏体向铁素体转变的相变平衡温度 A_{c3} ,采用了缓慢加热后缓慢降温的热膨胀法,即将变形后的试样以 $80 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 快速冷却至 $700 \text{ }^\circ\text{C}$,然后以 $0.05 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的加热速度缓慢加热至 $960 \text{ }^\circ\text{C}$,最后再以 $0.05 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的冷却速度缓慢冷却至室温,记录缓慢加热和缓慢冷却后的热膨胀曲线。

2) 为了建立高精度的铁素体相变孕育期模型和铁素体相变体积分数模型,设计了模拟 ESP 工艺下的等温和连续冷却实验.①变形后等温实验:将变形后的试样以 $50 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的冷却速度冷却至 $665 \sim 790 \text{ }^\circ\text{C}$,然后保温 1500 s ,最后以 $50 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的冷却速度冷却至室温,实验的工艺示意图如图 1 所示;②变形后连续冷却实验:将变形后的试样以 $0.2 \sim 10 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的冷却速度冷却至室温,实验的工艺示意图如图 2 所示。

将压缩试样沿纵截面切开,用 4% 硝酸酒精溶液进行腐蚀,得到金相照片.记录等温过程和

连续冷却过程中的膨胀量-温度曲线,进而确定出铁素体相变孕育期、相变体积分数和相变的开始、结束温度,并得到实验钢的动态连续冷却转变(continuous cooling transformation, CCT)曲线。

2 实验结果与讨论

通过模拟 ESP 工艺下的缓慢加热和缓慢冷却工艺,并测量实验钢的热膨胀曲线,利用切线法确定了实验钢在缓慢加热条件下的铁素体相变开始温度 A_{c3} 和在缓慢冷却条件下的铁素体相变开始温度 A_{f3} ,以 A_{c3} 和 A_{f3} 平均值 $872 \text{ }^\circ\text{C}$ 作为实验钢变形条件下的相变平衡温度 A_{c3} 。

根据图 1 的实验方案,得到等温相变金相组织,部分典型金相组织如图 3 所示.可以看出,等温温度从 $760 \text{ }^\circ\text{C}$ 下降至 $665 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,铁素体组织(F)随之增加,珠光体组织(P)随之减少。

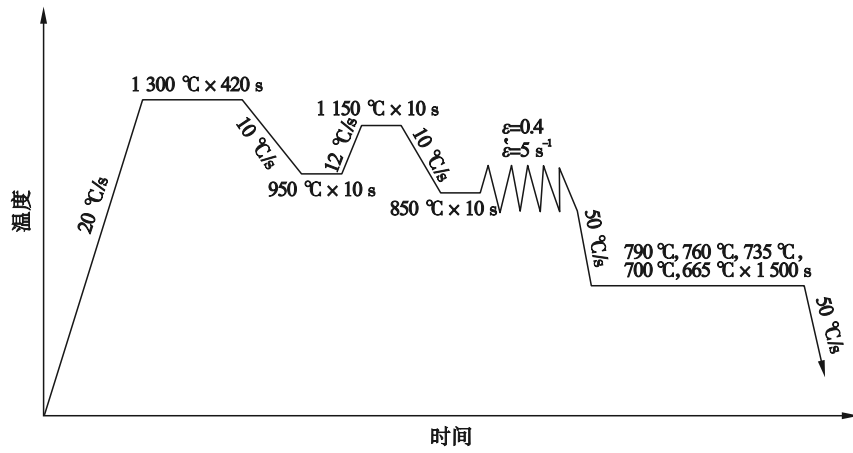


图 1 等温相变工艺图

Fig. 1 Process diagram of isothermal phase transformation

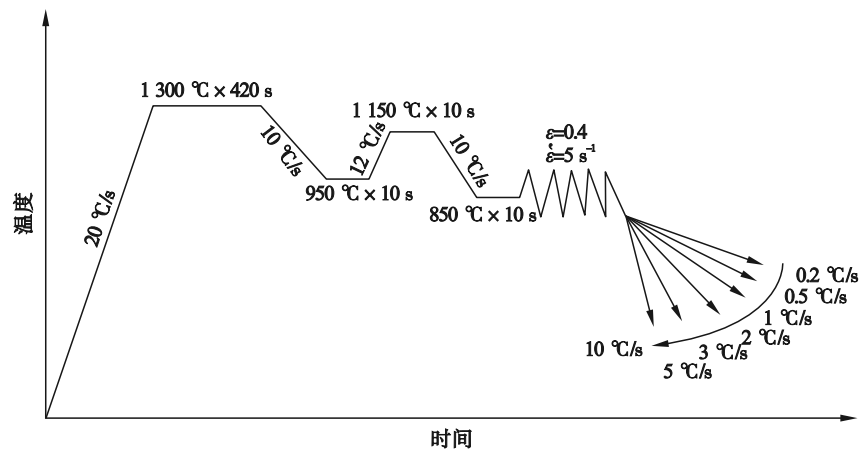


图 2 连续冷却相变工艺图

Fig. 2 Process diagram of continuous cooling phase transformation

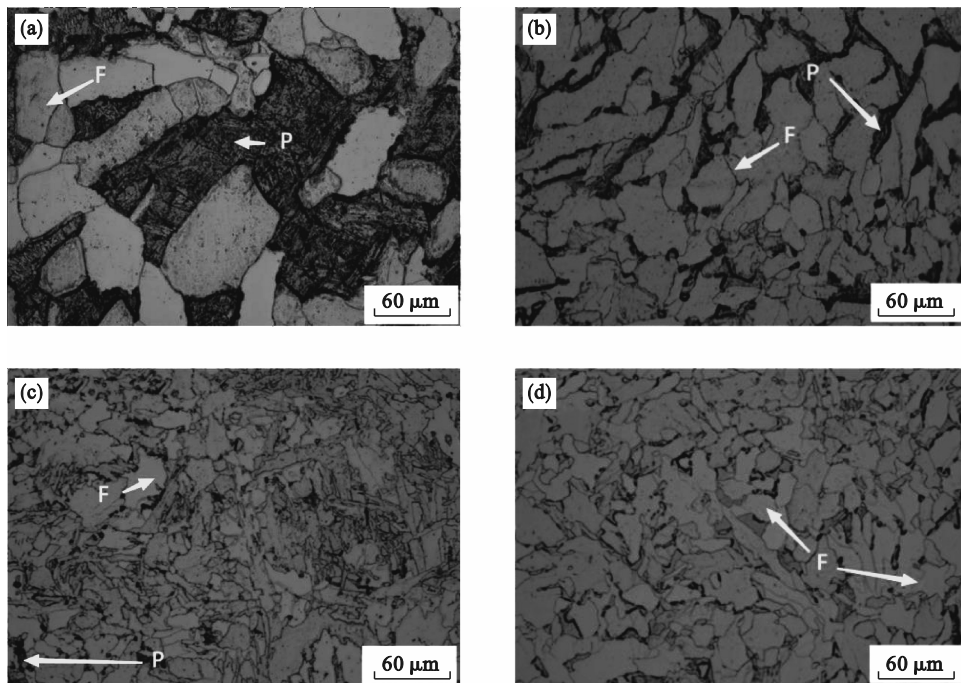


图 3 模拟 ESP 工艺下的等温条件下的典型金相组织

Fig. 3 Typical microstructure of isothermal condition in the simulating ESP process
(a)—760 °C; (b)—735 °C; (c)—700 °C; (d)—665 °C.

ESP 工艺下等温相变过程的膨胀量-时间曲线如图 4 所示. 采用杠杆法计算等温条件下的相变体积分数, 并以发生 1% 相变体积分数对应的时间作为相变孕育期, 其统计结果如表 2 所示.

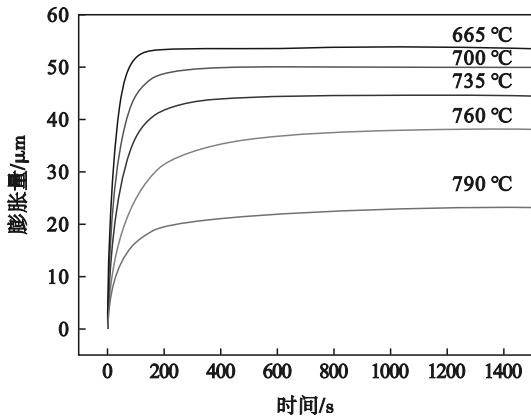


图 4 等温相变过程的膨胀量-时间曲线
Fig. 4 Expansion-time curves of isothermal phase transformation process

根据图 2 的实验方案, 得到实验钢动态 CCT 曲线和不同冷却速度条件下的典型金相组织,

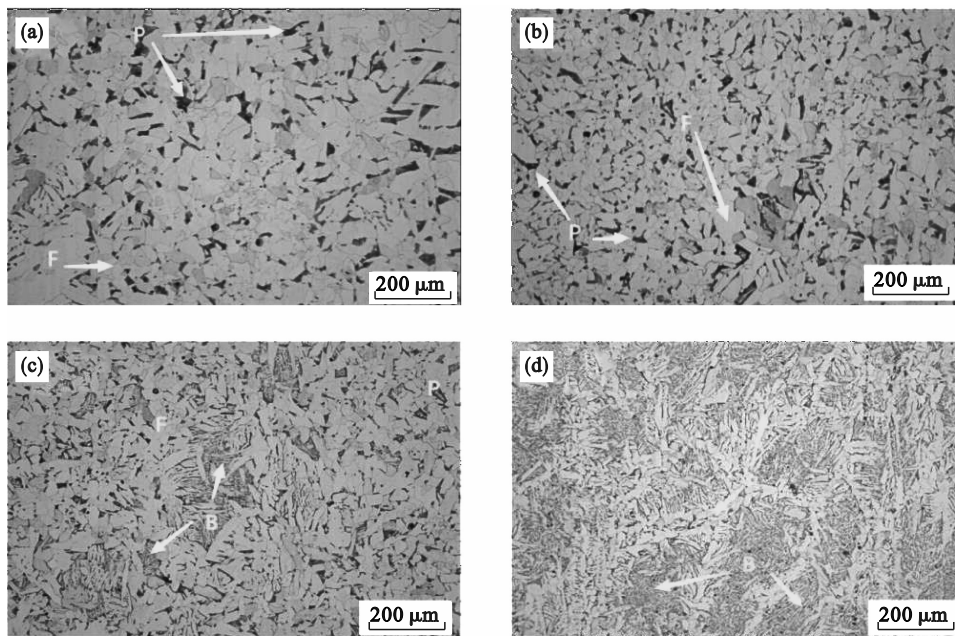


图 6 模拟 ESP 工艺下的连续冷却相变组织
Fig. 6 Microstructure of continuous cooling transformation in simulating ESP process
(a)—0.2 °C/s; (b)—0.5 °C/s; (c)—1 °C/s; (d)—3 °C/s.

分别如图 5 和图 6 所示. 可见随着冷却速度的升高, F 相比例随之下降, 在冷却速度较低时有部分 P 组织, 冷却速度较高时有部分贝氏体组织(B).

表 2 铁素体相变孕育期
Table 2 Incubation time of ferrite phase transformation

温度/°C	665	700	735	760	790
孕育期/s	1.32	1.56	2.28	3.90	17.94

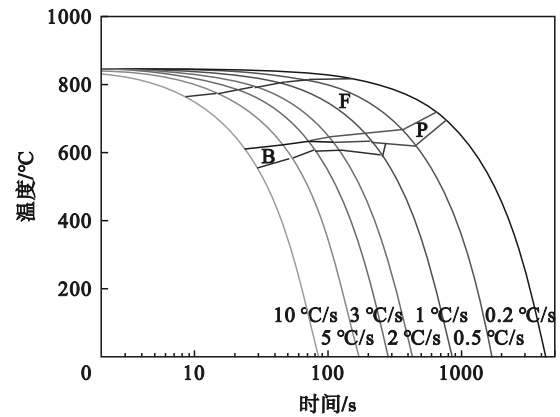


图 5 实验钢的连续冷却转变曲线
Fig. 5 Continuous cooling transformation curves of experimental steel

3 铁素体相变模型的建立

3.1 相变孕育期及相变开始温度模型

在热力学平衡温度以下时, 相变能否发生由孕育期来决定. 等温相变的发生需要等温时间大

于孕育期, 连续冷却相变则有着孕育期的累积, 需要通过可加性法则将连续冷却相变视为微小等温相变之和, 即满足 $\sum \Delta t_i / \tau_i = 1$ (公式注释见下文) 时, 连续冷却相变开始发生^[7]. 热变形会使储存能提高, 改变平衡状态, 使奥氏体→铁素体相

变的平衡温度提高.

为计算相变孕育期及其后的相变开始温度,需要先求出 A_{e3} 、 A_{e3} 的理论计算方法是利用超组元算法结合活度模型^[8],使 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \gamma+\alpha}$ 趋近于 0,所对应的温度即为 A_{e3} .经计算, A_{e3} 理论值为 867 °C,考虑到变形会使 A_{e3} 高于理论计算值,本文通过变形后缓慢加热+缓慢降温的方式测得 A_{e3} ,其值为 872 °C,符合热变形提高 A_{e3} 的规律.故本文选用 872 °C 作为变形条件下的 A_{e3} .

由于模拟 ESP 工艺时变形温度为 850 °C,本文在 850 °C 以上相变时采用未变形孕育期进行计算,在 850 °C 以下时采用变形孕育期来计算.

经典形核理论中的铁素体形核速率可由式(1)给出:

$$I = I_0 \exp\left(-\frac{\tau}{t}\right). \quad (1)$$

式中: I_0 是稳定形核速率; τ 是铁素体相变孕育期; t 是等温时间.Lange 等^[9]认为铁素体的形核方式是椭球形形核,并给出形核速率模型如式(2)所示:

$$I \propto \exp\left(-\frac{12K_B T a^4 \sigma}{D_C^{\gamma} x_C^{\gamma} V_a^2 \Delta G_V^{\gamma} t}\right). \quad (2)$$

式中: K_B 是玻尔兹曼常数; T 是热力学温度; a 是给定条件下的铁素体和奥氏体两相平均晶格常数; σ 是无序铁素体的界面能; D_C^{γ} 是碳在奥氏体中的扩散系数; x_C^{γ} 是碳在奥氏体中的平均摩尔分数; V_a 是铁素体中 1 个原子的体积; ΔG_V^{γ} 是形核过程中铁素体体积自由能变化量.由式(1)和式(2)推出铁素体相变孕育期(τ)如式(3)所示:

$$\tau = \frac{12K_B T a^4 \sigma}{D_C^{\gamma} x_C^{\gamma} V_a^2 \Delta G_V^{\gamma}}. \quad (3)$$

式中: $a = (a_{\alpha} + a_{\gamma})/2$, a_{α} 是铁素体晶格参数, a_{γ} 是奥氏体晶格参数,这 2 个参数可由式(4)和式

(5)给出^[10],

$$a_{\alpha} = 2.8863 [1 + 17.5 \times 10^{-6} (T - 800)], \quad (4)$$

$$a_{\gamma} = (3.6306 + 0.78x_C^{\gamma}) \cdot [1 + (24.9 - 50x_C^{\gamma}) \cdot 10^{-6} (T - 1000)]; \quad (5)$$

V_a 可由式(6)给出,

$$V_a = a_{\alpha}^3/2; \quad (6)$$

扩散系数 D_C^{γ} 可由式(7)得出,

$$D_C^{\gamma} = 0.5 \exp(-30x_C^{\gamma}) \exp\left(-\frac{Q_D}{RT}\right), \quad (7)$$

Q_D 按文献[7]的方法进行计算,取值为 157 000 J/mol; σ 取值为 0.705 J/m²^[11];不同温度下的 ΔG_V^{γ} 由活度模型计算求得^[8].热变形增加了位错密度,施加变形的铁素体孕育期与未变形的铁素体孕育期符合式(8):

$$\tau_d = (1 - \varepsilon)^2 \tau. \quad (8)$$

式中: τ_d 为变形条件下铁素体孕育期; ε 为应变.由式(8)可知,热变形使孕育期缩短.为了验证相变孕育期模型的准确性,使用求得的等温转变孕育期,通过 Scheil 的可加性法则将连续冷却相变视为微小等温相变的和,即符合式(9):

$$\sum \Delta t_i / \tau_i = 1. \quad (9)$$

式中: Δt_i 为微小等温相变的时间步长; τ_i 为对应的孕育期.在变形温度以上时,使用式(3)计算理论孕育期作为未变形孕育期,在变形温度以下时,使用实验测得的等温相变孕育期对其进行拟合,求出各温度的孕育期,使用式(3)来计算 ΔG_V^{γ} 并回归计算孕育期 τ 作为变形孕育期.

故可加性法则应表示为式(10),式中 $\tau_{未变形}$ 为未变形理论计算孕育期, $\tau_{变形}$ 为变形孕育期, Δt 为时间步长.

$$\sum \Delta t_{未变形} / \tau_{未变形} + \sum \Delta t_{变形} / \tau_{变形} = 1. \quad (10)$$

表 3 给出了变形条件下的相变孕育期模型参数计算结果.

表 3 孕育期模型参数计算结果
Table 3 Calculation results of incubation time model parameters

模型中的参数	温度/°C					
	850	825	800	775	750	725
$D_C^{\gamma} \times 10^{-14} / (\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1})$	2.285 2	1.547 9	1.028 8	0.669	0.426 6	0.265
$\Delta G_V^{\gamma} \times 10^7 / [\text{J} \cdot (\text{mol} \cdot \text{m}^3)^{-1}]$	-0.132	-2.406	-5.873	-10.597	-16.708	-24.459
V_a / m^3	1.223	1.221	1.220	1.218	1.216	1.215
a / mm	0.327	0.337	0.337	0.337	0.337	0.336
τ_d / s	220	30.5	10.5	5.5	4.02	3.49

可加性法则从理论相变开始温度 872 °C 向下进行,时间步长取 0.01 s.在 850 °C 以上使用未变形孕育期计算,850 °C 以下使用变形孕育期计

算.可加性法则累加到 1 所对应的温度即为理论相变开始温度,实测的铁素体相变开始温度由各冷却速度下的热膨胀曲线上的拐点求出.

3.2 相变体积分数模型

根据 Cahn 的相变动力学理论^[12], 铁素体相变机制包括相变前期的“形核长大”与相变后期的“位置饱和”两种机制. 等温转变的相变体积分数可由式(11)求出:

$$\varphi = 1 - \exp(-kt^n). \quad (11)$$

式中: φ 为铁素体体积分数; k 和 n 为与形核方式、温度等相关的热力学参数. 对式(11)两边同时取对数得到式(12):

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-\varphi}\right)\right) = n \ln t + \ln k. \quad (12)$$

利用等温相变得到的热膨胀曲线结合杠杆定律计算出不同温度下的相变体积分数 φ . 等温相变不同温度的 $\ln(\ln(1/(1-\varphi)))$ 与 $\ln t$ 的关系如图 7 所示, 其斜率为 n , 截距为 $\ln k$.

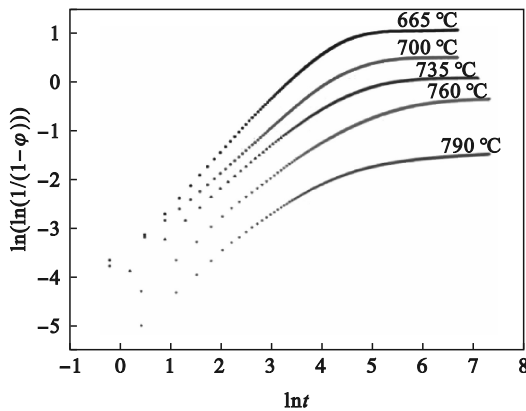


图 7 $\ln(\ln(1/(1-\varphi)))$ 与 $\ln t$ 的关系

Fig. 7 Relationship between $\ln(\ln(1/(1-\varphi)))$ and $\ln t$

结合 Avrami 方程, 同一 n 往往对应着一种相变机制, n 的改变意味着相变机制的改变, 即使是同一种相变机制, 其 n 也在改变, 这是因为铁素体晶粒长大的过程中, 其生长会受到奥氏体晶粒的阻碍, 初期的二维生长将变成一维生长, n 是相变分数的函数, 根据文献^[13], n 可以由式(13)确定:

$$n = f(\varphi) = 1 - 0.5\varphi^2. \quad (13)$$

根据式(12)求出各等温温度的截距 $\ln k$. k 与温度有关, 可以拟合出温度与 k 的关系, 如式(14)所示:

$$\ln k = -11.16 + 3.86 \times \ln(A_{c3} - T) + 8626/T. \quad (14)$$

利用可加性法则求出铁素体相变体积分数如式(15)所示:

$$\varphi_j = \varphi_{j-1} + \Delta\varphi_j. \quad (15)$$

式中: φ_j 为第 j 次迭代后的相变体积分数; φ_{j-1} 为第 $j-1$ 次迭代后的相变体积分数; $\Delta\varphi_j$ 为第 j 次迭代时的相变体积分数增量.

在计算铁素体相变体积分数时, 认为其终止温度为第二种相变的开始温度.

3.3 对可加性法则的修正

冷却速度导致可加性法则叠加偏差, 在冷却速度较大时, 孕育期叠加的较少, 因此可能会导致相变开始温度低于实际值. 可引入 c , b 来对因冷却速度导致的数据误差进行修正, 如式(16)所示^[14]:

$$\frac{1}{cv^b} \int_0^{t_x} \frac{dt}{\tau_x(T)} = 1. \quad (16)$$

式中: v 为冷却速度, 即当 $\frac{dt}{\tau_x(T)}$ 叠加至 cv^b 时视为

孕育完全. 当 $\frac{1}{cv^b} = \frac{t_c}{t_e}$ 时, 求出对应的 c , b 值为当前的修正系数, t_c 为实测相变开始温度, t_e 为理论相变开始温度. 在考虑冷却速度影响后对可加性法则进行修正, 可以求出 $c=1.25$, $b=-0.2$, 图 8 给出了计算与实测的铁素体相变开始温度的对比. 在采用可加性法则计算铁素体相变体积分数时, 也考虑了冷却速度的影响并对可加性法则进行了修正, 修正的铁素体相变体积分数如式(17)所示:

$$\varphi = \frac{1}{0.764v^{-0.2}} \cdot \sum (\varphi_{j-1} + \Delta\varphi_j). \quad (17)$$

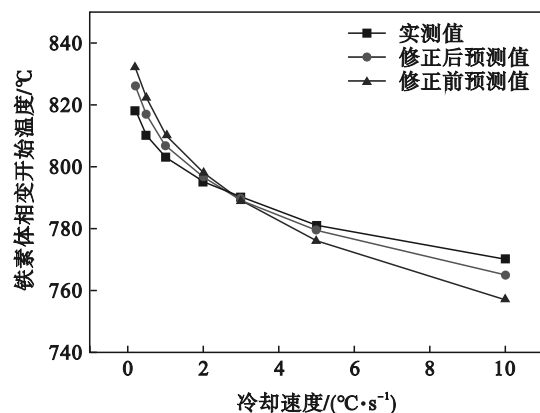


图 8 铁素体相变开始温度的比较

Fig. 8 Comparison of ferrite phase transformation starting temperature

修正前后的预测铁素体体积分数和实测铁素体体积分数对比如图 9 所示, 其中实测的相变体积分数使用 Image-Pro Plus 软件进行统计.

可以看出, 随着冷却速度的增大, 铁素体相变开始温度逐渐降低, 铁素体相变体积分数逐渐减少. 对可加性法则进行修正后, 计算的实验钢铁素体相变开始温度和铁素体相变体积分数更接近于实测值.

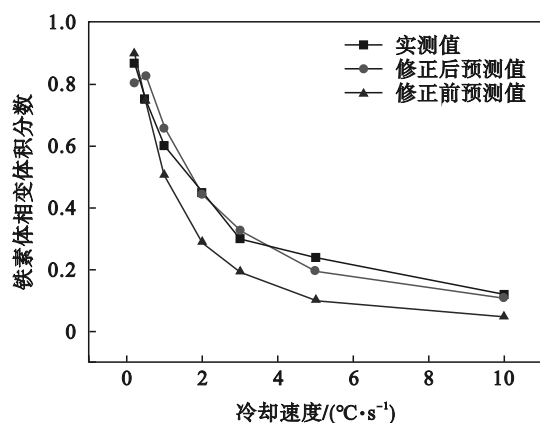


图9 铁素体相变体积分数的比较

Fig. 9 Comparison of ferrite phase transformation volume fraction

4 结 论

1) 在热变形条件下模拟了ESP工艺的等温相变和连续冷却相变,确定了DP600实验钢变形条件下的铁素体相变平衡温度为772 °C.建立了变形条件下的铁素体相变孕育期模型。

2) 确定了实验钢等温相变模型中的关键参数 k , n .同时采用可加性法则计算了铁素体相变开始温度和铁素体相变体积分数。

3) 考虑冷却速度的影响,对可加性法则进行了修正,所计算相变开始温度和铁素体相变体积分数具有更高的精度。

参考文献:

- [1] Degner M, Garbracht K, Lindenberg H U, et al. History of hot strip rolling since 1926 [J]. *Stahl Undsen*, 2002, 122 (11): 73-84.
- [2] 雷广州,赵华国,孙韶辉.ESP超薄带钢无头轧制设备及工艺流程分析[J].一重技术,2016(4):27-29,54. (Lei Guang-zhou, Zhao Hua-guo, Sun Shao-hui. ESP super-thin strip endless rolling equipment & process flow [J]. *CFHI Technology*, 2016(4): 27-29, 54.)
- [3] Saito Y, Shiga C. Computer simulation of microstructural evolution in thermomechanical processing of steel plates [J]. *ISIJ International*, 1992, 32(3): 414-422.
- [4] Militzer M, Hawbolt E B, Meadowcroft T R. Microstructural model for hot strip rolling of high-strength low-alloy steels [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31 (4): 1247-1259.
- [5] 刘雪峰,贾涛,朱本强.Nb对奥氏体→铁素体相变动力学影响的模型[J].东北大学学报(自然科学版),2016,37(5):642-646. (Liu Xue-feng, Jia Tao, Zhu Ben-qiang. Modeling the effect of Nb on austenite→ferrite phase transformation kinetics [J]. *Journal of Northeastern University(Natural Science)*, 2016, 37(5): 642-646.)
- [6] Capdevila C, García de Andrés C, Caballero F G. Incubation time of isothermally transformed allotriomorphic ferrite in medium carbon steels [J]. *Scripta Materialia*, 2001, 44(1): 129-134.
- [7] 许云波,王国栋,刘相华.低碳钢低温变形 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变行为的预测模型[J].金属学报,2002,38(10):1021-1026. (Xu Yun-bo, Wang Guo-dong, Liu Xiang-hua. Mathematical modelling of ferrite transformation of low carbon steel through low temperature heavy deformation [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2002, 38(10): 1021-1026.)
- [8] 徐祖耀,牟翊文.Fe-C合金贝氏体相变热力学(KRC模型)[J].金属学报,1985,21(2):13-24. (Xu Zu-yao, Mou Yi-wen. Thermodynamic (KRC model) of the bainitic transformation in Fe - C alloys [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1985, 21(2): 13-24.)
- [9] Lange W F, Enomoto M, Aaronson H I. The kinetics of ferrite nucleation at austenite grain boundaries in Fe-C alloys [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1988, 19(3): 427-440.
- [10] Gómez M, Medina S F, Caruana G. Modelling of phase transformation kinetics by correction of dilatometry results for a ferritic Nb-microalloyed steel [J]. *ISIJ International*, 2003, 43(8): 1228-1237.
- [11] 王平吉,周晓光,吴迪.连续冷却过程中铁素体相变温度的模拟[J].材料与冶金学报,2006,5(1):57-60. (Wang Ping-ji, Zhou Xiao-guang, Wu Di. Simulation of the ferrite transformation temperature during continuous cooling [J]. *Journal of Materials and Metallurgy*, 2006, 5(1): 57-60.)
- [12] Cahn J W. The kinetics of grain boundary nucleated reaction [J]. *Acta Metallurgica*, 1956, 4(5): 449-459.
- [13] 谢保盛,蔡庆伍,余伟,等.连续冷却过程中X70管线钢的铁素体相变动力学[J].金属热处理,2014,39(3):83-88. (Xie Bao-sheng, Cai Qing-wu, Yu Wei, et al. Ferrite transformation kinetics of X70 pipeline steel during continuous cooling [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2014, 39(3): 83-88.)
- [14] Hsu T Y. Additivity hypothesis and effects of stress on phase transformations in steel [J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2005, 9(6): 256-268.