

基于 ABAUQS-Matlab 对 42CrMo 钢 表面感应淬火奥氏体化参数的研究

钟汉烈^{1,2}, 汪舟^{1,2}, 甘进³, 王晓丽^{1,2}, 杨莹^{1,2}, 闫占乱^{1,2}, 韦婷婷^{1,2}

(1. 武汉理工大学 a. 汽车工程学院 b. 现代汽车零部件技术湖北省重点实验室, 武汉 430070;
2. 汽车零部件技术湖北省协同创新中心, 武汉 430070; 3. 武汉理工大学 交通学院, 武汉 430063)

摘要: 目的 确定 42CrMo 钢感应淬火过程的奥氏体相变动力学参数, 并验证其可靠性。方法 根据不同加热速率下 42CrMo 钢奥氏体膨胀曲线, 基于经典 JMAK (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov) 模型和 Kissinger 方法, 确定了 42CrMo 钢奥氏体相变动力学的参数。建立 ABAQUS 局部移动式感应淬火模型, 选取淬火区域加热过程中点的温度变化曲线作为验证奥氏体化模型的对象。基于 Scheil 法则和 JMAK 相变动力学模型, 采用文中求解得到的奥氏体化参数, 采用 Matlab 对 42CrMo 连续转变过程离散为每个时间间隔的等温相变并求解, 并对照相关学者采用的扩展解析动力学模型和 JMAK 模型, 加以验证。结果 根据上述方法, 得到的 42CrMo 奥氏体相变动力学参数为: 激活能 Q 为 2.04×10^6 J/mol, 指前因子 $\ln k_0$ 的值取 230.78, Avrami 指数 n 取 0.427。将淬火加热过程离散为数量很大的均匀时间间隔, 并以求解的动力学模型在每个间隔内进行对应温度条件下奥氏体体积分数的求解并顺次叠加, 以模拟得到的奥氏体转变时间和转变温度等作为依据, 该模型有良好的表现性。结论 对 42CrMo 非等温且加热速度不恒定的连续奥氏体转变过程, JMAK 模型拟合表现良好, 采用文中求解的参数组对表面感应淬火的奥氏体转变历程进行仿真预测是可行的。

关键词: 42CrMo 钢; JMAK 模型; 奥氏体化; 表面感应淬火; 相变模拟

中图分类号: TG156.33 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2020)09-0266-08

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.09.030

42CrMo Austenitization Kinetic Parameters in Induction Hardening Process Based on ABAQUS-Matlab

ZHONG Han-lie^{1,2}, WANG Zhou^{1,2}, GAN Jin³, WANG Xiao-li^{1,2}, YANG Ying^{1,2},
YAN Zhan-luan^{1,2}, WEI Ting-ting^{1,2}

(1. a. School of Automotive Engineering, b. Hubei Key Laboratory of Advanced Technology for Automotive Components,

收稿日期: 2019-12-11; 修订日期: 2020-01-03

Received: 2019-12-11; Revised: 2020-01-03

基金项目: 国家自然科学基金项目 (51879208, 51405356)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China (51879208, 51405356)

作者简介: 钟汉烈 (1995—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为汽车轻量化、热处理数值模拟。

Biography: ZHONG Han-lie (1995—), Male, Master graduate student, Research focus: lightweight of automobile, numerical simulation of heat treatment.

通讯作者: 汪舟 (1981—), 男, 博士, 副教授, 硕导, 主要研究方向为汽车轻量化、汽车零部件先进制造、多物理场耦合仿真。邮箱: wangzhou@whut.edu.cn

Corresponding author: WANG Zhou (1981—), Male, Doctor, Associate professor, Master supervisor, Research focus: lightweight of automobile, advanced manufacturing of auto parts, multiphysics coupling simulation. E-mail: wangzhou@whut.edu.cn

引文格式: 钟汉烈, 汪舟, 甘进, 等. 基于 ABAUQS-Matlab 对 42CrMo 钢表面感应淬火奥氏体化参数的研究[J]. 表面技术, 2020, 49(9): 266-273.

ZHONG Han-lie, WANG Zhou, GAN Jin, et al. 42CrMo austenitization kinetic parameters in induction hardening process based on ABAQUS-Matlab[J]. Surface technology, 2020, 49(9): 266-273.

Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China; 2.Hubei Key Laboratory of Advanced Technology for Automotive Components, Wuhan 430070, China; 3.School of Transportation, Wuhan University of Technology, Wuhan 430063, China)

ABSTRACT: The work aims to determine the austenitization kinetics parameters of 42CrMo steel and verify the reliability of the parameters. The austenitization kinetics parameters of 42CrMo steel were determined according to the austenitic expansion curves of 42CrMo steel with different heating rates via the classical JMAK (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov) model and Kissinger method. The ABAQUS local moving induction hardening model was established, and the temperature change curve of the heating point in the hardening area was selected as the object to verify the austenitization model. Based on Scheil law and JMAK transformation kinetics model, the austenitization parameters obtained were used to discretize the continuous transformation process of 42CrMo into isothermal transformation at each time interval in Matlab and provide solution and carry out verification according to the extended analytical kinetics model and JAMK model adopted by relevant scholars. The austenitization kinetics parameters of 42CrMo obtained according to above methods were: activation energy of 2.04×10^6 J/mol, pre-exponential factor $\ln k_0$ of 230.78, and Avrami exponent n of 0.427, respectively. The hardening heating process could be divided into a large number of uniform time intervals, and the solved kinetics model was used to solve the austenite volume fraction at the corresponding temperature in each interval, which was superimposed in sequence. Based on the simulated austenite transformation time and transformation temperature, the model had good performance. JAMK model fits well for the continuous austenite transformation process of 42CrMo with non-isothermal and non-constant heating rate. It is feasible to use the parameter set solved in this work to simulate and predict the austenite transformation process of surface induction hardening.

KEY WORDS: 42CrMo steel; JMAK model; austenitization; surface induction hardening; transformation simulation

表面淬火作为工业界广泛应用与机械零件表面强化的一种有效手段,通过对表面进行快速加热和淬冷,在零件表层获得马氏体组织^[1]。在提高零件表面的硬度和耐磨性的同时保持零件心部仍具有较高的韧性,能够有效改善机械零件的整体服役性能。感应淬火作为主流的表面强化方式之一,相比于渗碳、渗氮、火焰淬火等方式,具有节能环保、工序简单、利于制造链工艺集成以及加热方式安全等优势,广泛应用于曲轴、齿轮等汽车零部件的表面强化^[2]。

感应淬火可分为加热和冷却两个步骤。在加热过程,淬火工件的待加工表面和临近区域温度显著升高,材料组织实现由低温相向奥氏体组织的转变。奥氏体化也是冷却过程中获得马氏体组织的前提。感应淬火是一个涉及到电磁、热、组织场等多个物理量复杂耦合的工艺过程。针对淬火存在的物相转变,相变理论和相变动力学模型已成为研究和描述该物理现象和机制的重要工具。其中 Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) 模型^[3-5]具有良好的拟合精度和简洁的形式,是最为主流的用以描述钢铁、金属类材料相变过程的模型。此后,以 JMAK 模型为基础的变式和修正模型被陆续提出。潘健生等人^[6]对 45#钢的 TTT 曲线进行数值化,实现淬火三维瞬态相变的模拟,结合实验证明基于 Avrami 公式的修正方程能合理模拟 45#钢的等温转变,并讨论了可能导致偏差的原因。F. G. Caballero 等^[7]使用 Avrami 方程实现对连续加热过程中铁素体奥氏体化的模拟,通过测定的膨胀曲线对动力学模型进行验证,比对发现实验的相变起始温度和结束温度均高于预测值,并提出 Mn 的

存在是导致显著偏差的重要原因。陈睿恺等^[8]研究了 30Cr2Ni4MoV 低压转子钢的奥氏体化动力学参数,提出 TTT 曲线的相关信息可从 CCT 曲线获取,通过求解的公式可得到等温奥氏体化的相变动力学曲线。刘峰^[9-10]提出传统的等温 JMAK 模型存在局限性,认为形核、生长方式会受到温度的影响,并提出了具有里程碑意义的相变动力学解析模型,混合形核行为也被纳入考虑。张云鹭^[11]对感应淬火的温度、组织等物理量进行预测,在扩展解析动力学模型的基础上,采用迭代法和混沌粒子群优化算法对奥氏体化的动力学参数予以改进,结果证明新方案的模拟精度得到提升。

本文首先根据经典 JMAK 模型和 Kissinger 方法,对不同升温速率下 42CrMo 钢的膨胀曲线进行拟合,确定 42CrMo 在感应淬火过程中的奥氏体相变动力学参数。而后通过 ABAQUS 建立局部感应淬火模型,获取局部感应淬火样品不同区域的温度随时间的变化曲线。通过 Matlab 计算出不同区域奥氏体体积分数随时间的变化曲线,并和其他学者的相关研究结果对比讨论。

1 42CrMo 奥氏体化相变动力学参数的确定

本文选择 42CrMo 这种广泛运用于机械制造领域的高强度钢为研究对象,对其进行局部感应淬火处理,研究 42CrMo 钢奥氏体化过程。选取的 42CrMo 钢的初始态热处理工艺为:奥氏体化温度 850 °C 保温

20 min+油冷+650 °C 回火 2 h。42CrMo 钢化学成分如表 1 所示^[12]。

表 1 42CrMo 钢的化学成分
Tab.1 Chemical composition of 42CrMo steel

	C	Cr	Mo	Si	Mn	Ni	S	Al	P	Fe
wt%	0.44	1.20	0.22	0.28	0.81	0.07	0.02	0.03	0.02	Bal.

为获得 42CrMo 钢的相变动力学参数, 本工作参考了张云鹭在 2013 年对尺寸为 $\phi 3 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的 42CrMo 圆柱的热膨胀实验数据和不同加热速率对应的奥氏体化体积分数随温度的变化关系^[11]。具体而言, 试样在加热过程中, 奥氏体化引起的材料密度变化叠加于膨胀曲线上, 影响热膨胀量和温度的线性关系, 致使曲线出现“拐折”^[8]。奥氏体的体积分数可通过膨胀曲线和杠杆法则求解, 公式为:

$$f_{\text{aus}} = \frac{dl - dl_0}{dl_1 - dl_0} \quad (1)$$

其中, dl 为试样的长度, dl_0 与 dl_1 分别为试样为 100% 母相和 100% 奥氏体的对应长度。图 1 为 1.0、2.5、5、10 K/s 匀速加热速率条件下对应的奥氏体转变体积分数与温度的关系^[11]。

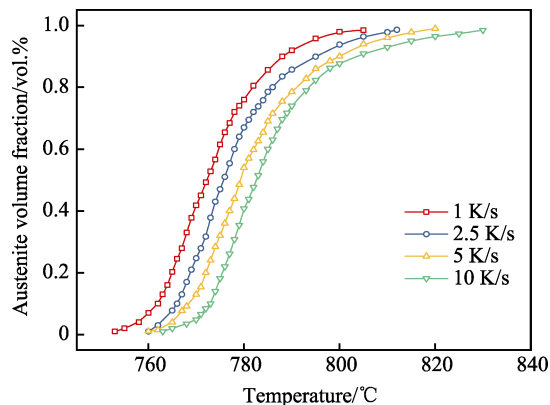


图 1 不同加热速率下 42CrMo 奥氏体化体积分数随温度的变化

Fig.1 Change of volume fraction of 42CrMo steel at different heating rates with temperature

经典 JMAK 方程对固态相变的描述形式为:

$$\begin{cases} f = 1 - \exp(-\beta^n) \\ \beta = k_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \cdot t \end{cases} \quad (2)$$

其中, Q 为相变激活能, n 为 Avrami 指数, k_0 代表由材料、相变类型决定的系数, T 对应实时温度, f 为生成奥氏体的体积分数, t 表示相变时间, R 为气体常数并取 $8.314 \text{ J/(mol} \cdot \text{K)}$ 。相变激活能的典型分析方法有 Kissinger 法、Freeman-Carroll 法及近似方程

等^[13-14]。依据 Mittemeijer 等人的工作^[15], 以生成相的体积分数 f 为 50% 对应的温度 $T_{50\%}$ 替代相变速度最大时的温度, 会有更合适的结果。因此, 采用 Kissinger 方法的修正公式为:

$$\ln \frac{v_T}{T_{50\%}^2} = -\frac{Q}{RT_{50\%}} + C \quad (3)$$

根据图 1 的曲线, 可以得到在 1.0、2.5、5.0、10.0 K/s 加热速率下转变的奥氏体体积分数达到 50% 时对应的温度, 如表 2 所示。

表 2 不同升温速率下奥氏体转变量为 50% 的对应温度
Tab.2 Temperature corresponding to 50% volume fraction of austenite transformation at different heating rates

$v_T/(\text{K} \cdot \text{s}^{-1})$	1.0	2.5	5.0	10.0
$T_{50\%}/\text{K}$	1045.1	1048.5	1052.0	1055.1

根据图 1 曲线和 Kissinger 公式, 拟合 $-\ln(v_T/T_{50\%}^2)$ 和 $T_{50\%}$ 倒数的线性关系, 线性拟合结果如图 2 所示, 得到的直线斜率即为 Q 和气体常数 R 的比值, 为 2.45411×10^5 。由此得, 42CrMo 钢的奥氏体化相变激活能 Q 近似为 $2.04 \times 10^6 \text{ J/mol}$ 。

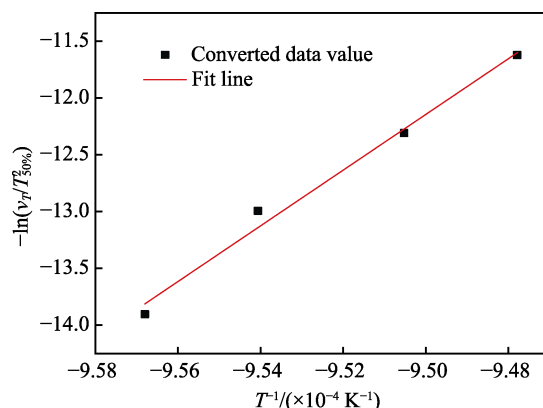


图 2 基于 Kissinger 法对于奥氏体相变激活能的拟合结果
Fig.2 Fitting results of activation energy of austenite transformation calculated by Kissinger method

对式(2)进行变形和取对数处理:

$$\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1-f} \right) \right] = n \ln \left(\frac{\beta}{k_0} \right) + n \ln k_0 \quad (4)$$

同时, 对 $\ln(\beta/k_0)$ 的参数进行处理, 忽略高阶无穷小项, 近似得到:

$$\frac{\beta}{k_0} \doteq \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \cdot \frac{T^2}{v_T} \cdot \left(\frac{R}{Q} - \frac{2R^2 T}{Q^2} \right) \quad (5)$$

由此可根据式(4)分别对不同加热速率的 $\ln(\ln(1/(1-f)))$ 和 $\ln(\beta/k_0)$ 进行线性关系拟合。图 3 为四种加热速率下 $\ln(\ln(1/(1-f)))$ 和 $\ln(\beta/k_0)$ 的拟合结果, 根据斜率和截距得到对应的指前因子系数 $\ln k_0$ 和 Avrami 指数 n 。

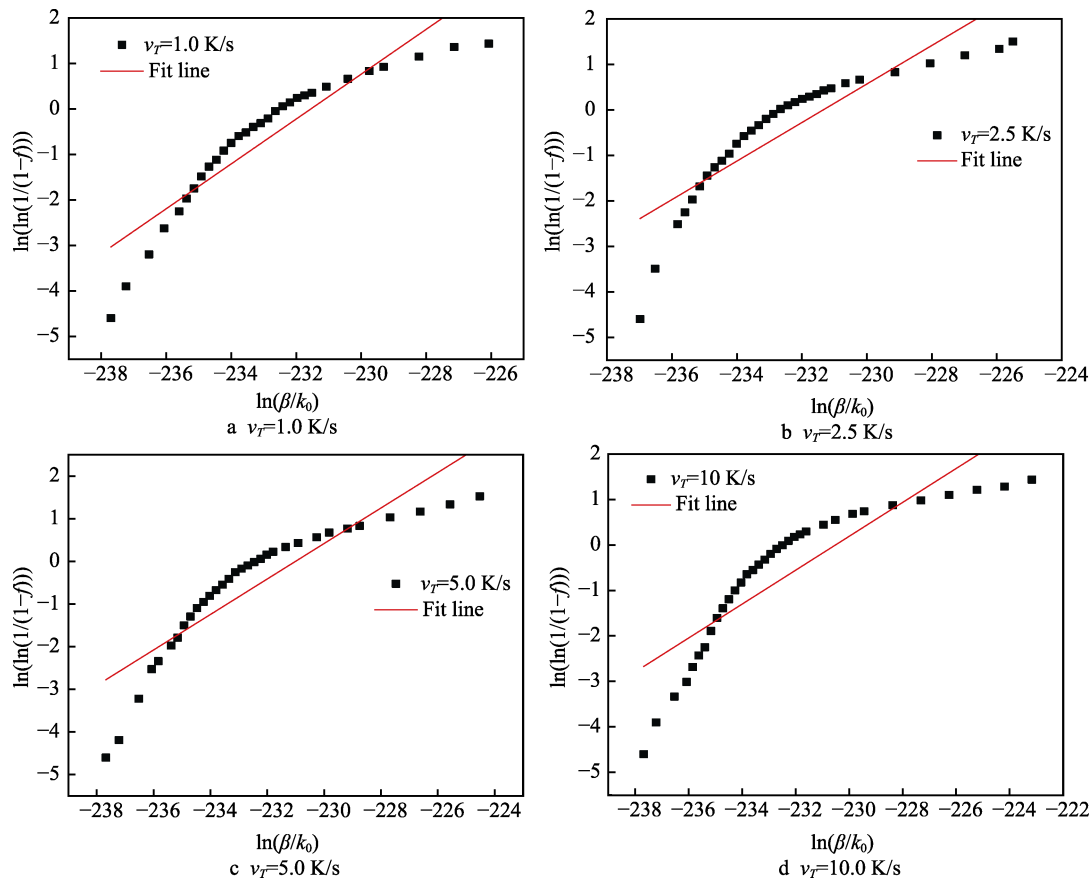


图 3 不同加热速率下 $\ln(\ln(1/(1-f)))$ 和 $\ln(\beta/k_0)$ 的拟合
Fig.3 Fitting curves of $\ln(\ln(1/(1-f)))$ versus $\ln(\beta/k_0)$ at different heating rates

在 1.0、2.5、5.0、10.0 K/s 的加热速率下, 按照线性拟合得到的斜率和截距, 可得到不同加热速率下对应的参数 n 和 $\ln k_0$ 的值, 分别为: a 组 0.492、231.5335; b 组 0.423 63、231.3466; c 组 0.416 19、231.011; d 组 0.3748、229.229 88。其中, 四组的指前因子参数 $\ln k_0$ 基本一致。另外, 四组拟合曲线在 n 的求解中存在一定的差异, b、c 组的 n 的拟合值比较接近。可能的原因包括数据处理、近似计算的误差, 以及实验数据偏少、未考虑加热速度对相变激活能的影响等。经典 JMAK 模型预测奥氏体化历程是一个近似过程, n 的取值在某数值范围内视作合理^[16]。因此, 最终可采用四组参数的平均值作为建立 42CrMo 淬火加热过程的奥氏体化相变动力学参数, $n = 0.427$, $\ln k_0 = 230.78$, 则有:

$$f = 1 - \exp \left[- \left(\exp \left(230.78 - \frac{2.04 \times 10^6}{8.314 \cdot T} \right) \cdot t \right)^{0.427} \right] \quad (6)$$

2 奥氏体化动力学参数的验证和感应淬火加热过程相变预测

通过 ABAQUS 对局部感应淬火的物理过程进行建模, 模型描述的是感应加热装置以 2 mm/s 的速率

移动加热 42CrMo 平板件 (100 mm×100 mm×20 mm) 10 s 后迅速水冷的过程, 如图 4 所示。感应器为一 U 型感应线圈和导磁体组合结构。该模型的求解思路为: 在 ANSYS 中建立电磁场-温度场耦合模型, 将得到的热源分布通过 DFLUX 在 ABAQUS 中表征, 并通过相关子程序组联立, 求解热影响条件的组织场-应力应变场。

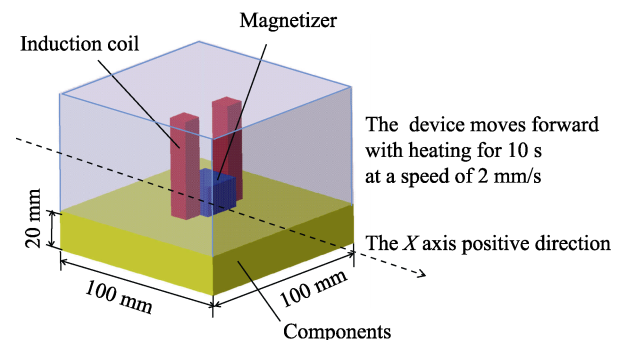


图 4 局部移动式感应淬火模型示意图
Fig.4 Schematic diagram of local continual induction hardening model

对温度场的交互作用进行简化: 忽略变形热对温度场的影响; 在加热过程中, 相变潜热完全由 42CrMo 铁素体/珠光体向奥氏体转变贡献, 采用等效热量法,

取 -600 MJ/m^3 ^[17]乘以转变体积分求解,在很大的加热速度下,该项值对温度场的反馈可同样予以不计。因此可认为,求解的奥氏体相变历程仅仅是温度场数值基于奥氏体动力学的输出。

加热过程的时间步长为“Increment size: initial 0.01; Minimum 1E-005; Maximum 1”。在对淬火影响区域的网格进行细化,细化区域对应的 X 、 Y 、 Z 轴有 $50 \text{ mm} \times 4 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$,细化的网格尺寸为 $0.625 \text{ mm} \times 0.4 \text{ mm} \times 0.75 \text{ mm}$ 。模型几何参数和王晓丽等^[12]建立的局部感应淬火温度-组织-应力/应变场耦合模型一致。图5为建立的对1/2模型在 $t=5.687 \text{ s}$ 和 $t=10.0 \text{ s}$ 时对应的温度分布。

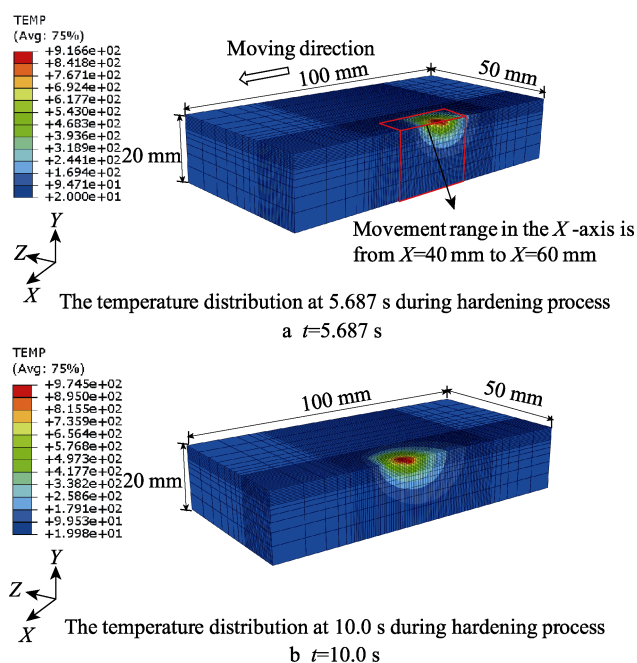


图5 感应淬火模型在5.687、10.0 s时的温度分布
Fig.5 Temperature distribution of local continual induction hardening model at $t = 5.687 \text{ s}$ (a) and $t = 10.0 \text{ s}$ (b)

模型后半部的冷却是在加热过程后即时进行,这意味着该区域的组织发生奥氏体化又迅速转变为马氏体,是最理想的感应淬火区域。因此,可选取该淬火区域的若干个数据集的前10 s温度数据,对上文建立的奥氏体化参数进行验证。五个单元均位于 X 轴长度为58.125~60 mm、 Y 轴长度为18.4~20 mm区域内的理想淬火区域,具体分布如图6所示,分别以A—E依次表示,从而得到选取的5个单元中心点在淬火加热过程中的温度数据,如图7所示。

将在ABAQUS求解得到的五个点的温度-时间散点在Matlab中进行六次多项式拟合,最终得到拟合数据 R -square依次为0.9988、0.9991、0.9990、0.9995、0.9998。可以认为,得到的拟合曲线是真实反应五个点的温变历程。在图8中列出A点温度数据的拟合结果。

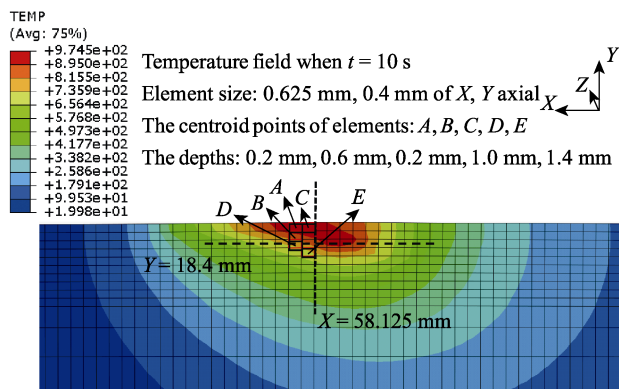


图6 选取五个单元中心点的位置
Fig.6 Position of the centroid points of the five selected elements (Depth of point A, B, C, D and E = 0.2 mm, 0.6 mm, 0.2 mm, 1.0 mm, 1.4 mm)

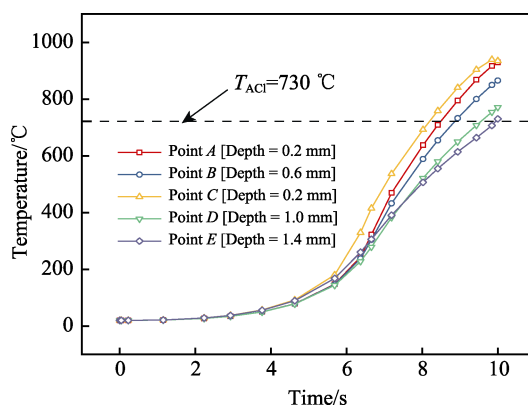


图7 选取五个点的温变历程
Fig.7 Simulated temperature development of five selected points

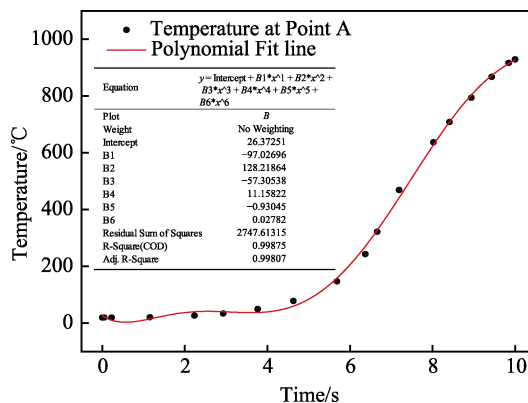


图8 温度变化历程的拟合曲线(以A点为例)
Fig.8 Fitting curve of temperature development (e.g. point A)

由此,对拟合曲线取时间间隔0.01 s,利用离散化思想和Scheil法则在每个时间间隔内视作等温相变,基于JMAK奥氏体相变动力学模型进行求解。为保证验证过程的准确性,部分相变模型考虑了孕育时间^[18]并予以修正,见式(7)~(9)。

$$b = \exp\left(\ln k_0 - \frac{Q}{RT}\right) \quad (7)$$

$$t^* = -\frac{1}{b_i} \left(\ln(1 - f_{i-1}) \right)^{\frac{1}{n}} \quad (8)$$

$$f_i = 1 - \exp \left(- \left(b_i \cdot \left(\Delta t + t^* \right) \right)^n \right) \quad (9)$$

王晓丽等人也采用类似式(9)中的 JMAK 模型变式计算 42CrMo 奥氏体转变。为验证上文求解得到的参数组的模拟精度，在 Matlab 中采用相同的时间离散条件进行比较。温度单位为开尔文 K。对奥氏体转变动力学计算公式(6)进行换算，得到：

$$f = 1 - \exp \left[- \left(\exp \left(\ln k_0 - \frac{K_s}{273.15 + T} \right) \cdot t \right)^n \right] \quad (10)$$

根据不同的实验数据和处理方法，同样采用 JMAK 模型进行表征，参数在数值上会存在不同。如表 3 所示。Model 1 为王晓丽等人在 ABAQUS 耦合模型中采用的参数，Model 2 为上文求解得到的数据。根据以上两组参数，在 Matlab 中进行奥氏体化求解，可以得到 A—E 点对应温度-时间曲线下奥氏体化的转变过程，如图 9 所示。图 9a 表征的是两种参数模型下 A 点的相变历程，根据采用上文求解的 Model 2，以奥氏体体积分数为 0.1%作为相变起始条件，奥氏体化的起始时刻为 8.52 s，对应的温度为 1007 K，

表 3 奥氏体 JMAK 方程两种参数组模型

Tab.3 Austenitization kinetics parameters of the two JMAK models

Model	$\ln k_0$	K_s	n
1	47.097	4.8567×10^4	1.525
2(Solved parameters)	230.78	2.45411×10^5	0.427

以生成奥氏体体积分数为 99.9%作为转变结束，结束时刻约为 9.1 s，对应温度为 1107.3 K，奥氏体化转变时间为 0.58 s。对应的，Model 1 奥氏体化起始时刻为 8.61 s，结束时间为 9.65 s，完全奥氏体化所需时间为 1.04 s。

根据李继山的研究工作，奥氏体转变时间 t_Δ 和加热速度 Φ 有双对数线性关系^[19]：

$$\ln(t_\Delta) = -0.97 \ln(\Phi) + 4.07 \quad (11)$$

对 Model1 的点 A 数据进行分析，在 8.61 s 时模型 1 开始发生奥氏体转变，生成体积分数为 0.1%，此时温度为 1024.2 K，结束相变时（9.65 s）对应的温度为 1177 K。以平均加热速度近似作为加热速度 Φ ，可以得到该加热速度为 146.9 K/s，根据拟合的双对数线性曲线，转变所需时间约为 0.5 s。基于以上结论，可以认为 Model 2，也就是采用上文拟合得到的参数组的相变动力学模型有更好的表现。采用 Model 2 的参数条件，B 点的奥氏体化起始时刻为 8.89 s，对应的温度为 1006.5 K，奥氏体完成转变的时刻为 9.68 s，温度为 1107 K。该点在 Model 1 条件下，对应的相变起始时刻为 9.01 s，截止至 10 s，未发生完全奥氏体化，转变分数为 51.8%。以低加热速率条件下得到的奥氏体化起始温度 730 ℃近似作为判断，在 $t=9.0$ s 之后，B 点已达到该温度条件，且结合式(11)计算奥氏体转变所需的时间，在这样显著的温升条件下，转变所需时间应小于 1.0 s。结合以上分析，可认为 B 点组织在 10 s 时应完全奥氏体化。由此，Model 2 对 B 点的奥氏体化模拟同样更优。C 点对应 Model 1

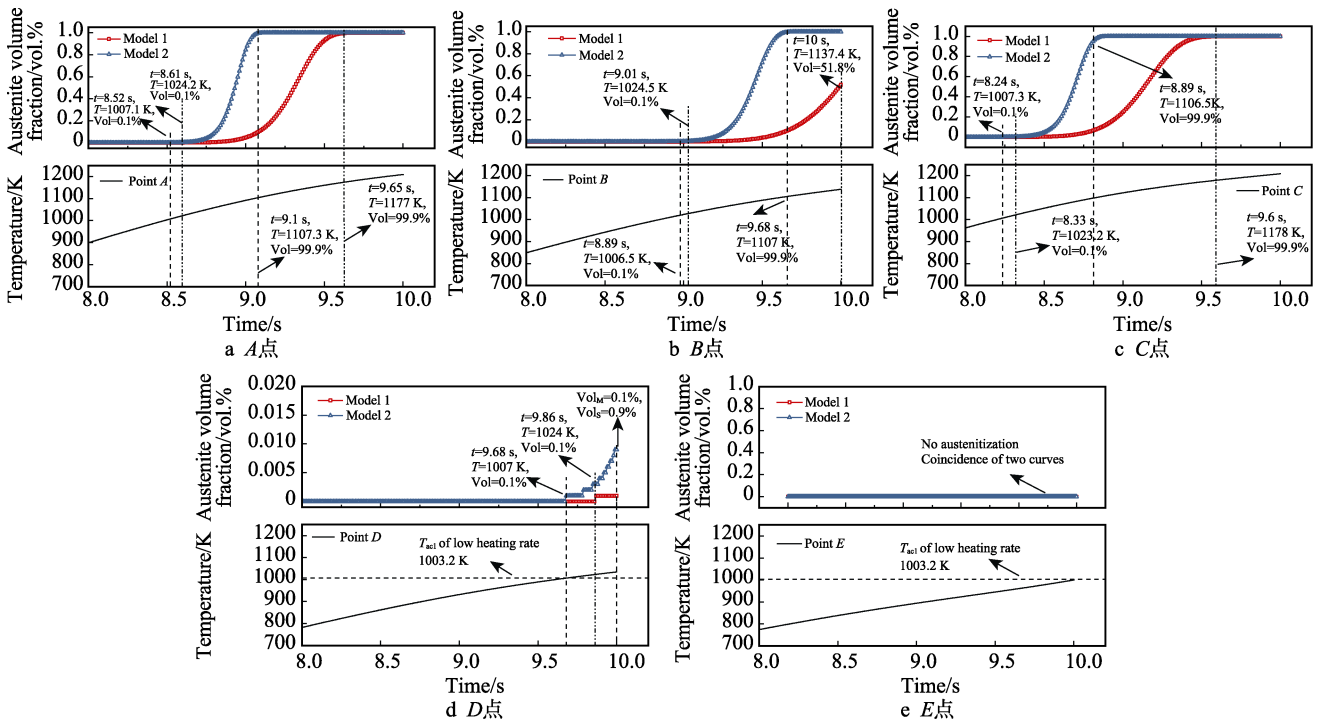


图 9 两种模型奥氏体体积分数和温度-时间曲线

Fig.9 Austenitic volume fraction and temperature-time curves of two models at (a) point A, (b) point B, (c) point C, (d) point D, (e) point E

在 $t=8.33$ s、温度为 1023.2 K 时开始奥氏体化, 截止 $t=9.6$ s, 奥氏体转变完成; 对应 Model 2 在 $t=8.24$ s、温度为 1007.3 K 时开始奥氏体转变, 至 $t=8.89$ s 时完全奥氏体化。该点在两种模型条件下均生成 100% 奥氏体。 D 点取自奥氏体相变不完全区域, Model 1 在 $t=9.86$ s、温度为 1024 K 的条件下开始奥氏体转变, 在 10 s 时奥氏体体积分数仍为 0.1%; Model 2 在 9.68 s 开始发生奥氏体转变, 至 10 s 时共有 0.9% 的奥氏体生成。 E 组的温度场数据在两组模型参数下, 均没有奥氏体转变, 为不受相变影响的区域。

根据完全奥氏体化区域的三个点 A 、 B 、 C , 依据式(11)奥氏体转变时间的模拟而言, Model 2 的表现显然优于 Model 1, 但考虑到加热速度的增加同样会引起奥氏体相变起始温度的增加, Model 1 的相变起始温度高于 Model 2, 这可能是因为 Model 2 在奥氏体相变初始时间区域内的模拟精度相对较低。基于以上分析, 可以认为, Model 2 参数组能有效表征 42CrMo 奥氏体化过程。

同时采用李继山提出的奥氏体扩展解析动力学模型作为参照, 该模型在经典 JMAK 模型基础上采用模块化思想建立^[10-11]。将奥氏体化划分为形核、长大和碰撞三大步骤。最终得到的扩展解析动力学模型兼有考虑单个过程建模和过程交互因素。模型核心公式如下^[19-21]:

$$f = 1 - (1 + (\xi - 1)X_c)^{-\frac{1}{\xi-1}} \quad (12)$$

$$X_c = \frac{K^n}{Q_G} \cdot \exp\left(-\frac{Q_N + Q_G}{RT(t)}\right) \cdot \left(\frac{RT(t)^2}{\Phi}\right)^2 \cdot \Psi(T_0, T(t), 1) \quad (13)$$

$$\Psi(T_0, T(t), 1) = \frac{1}{Q_N} \left(1 - \exp\left(-\frac{Q_N(T_0 - T)}{RT^2}\right)\right) - \frac{1}{Q_G + Q_N} \left(1 - \exp\left(-\frac{(Q_N + Q_G)(T_0 - T)}{RT^2}\right)\right) \quad (14)$$

$$A_{cl} = 1027.0 + 4.56 \ln \varphi \quad (15)$$

李继山给出 42CrMo 奥氏体化扩展解析模型的相关参数^[19,21]如表 4 所示。

表 4 奥氏体扩展解析动力学模型的相关参数

Tab.4 Parameters of austenitization extended analytics kinetics model

$K^n/$ ($\times 10^6$)	$Q_{N1}/$ ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)	$Q_{N2}/$ ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)	$Q_{G1}/$ ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)	$Q_{G2}/$ ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)	ξ	R^2
9.38	92.4	-8.5	91.0	-7.9	1.45	0.9956

以完全奥氏体化区域的 A 点为对象。 A 点在奥氏体相变过程中的温度变化如图 10 所示, 可近似视作匀速升温。为简化求解, 将奥氏体转变分数为 0.1% 和约 50% 条件下的加热速度, 视为 A 点以该温升速度条件下发生奥氏体转变, 并根据得到的温升速度作为

匀速加热速度, 并在上述扩展解析动力学模型中进行模拟, 可知 $t=8.55$ s 时, 温升速度 $v_T=192$ K/s; $t=8.96$ s 时, $v_T=160$ K/s。

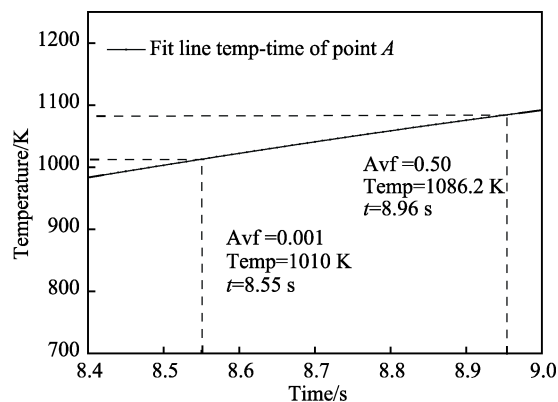


图 10 拟合的 A 点奥氏体转变过程温度随时间的变化曲线

Fig.10 Fitting temperature curve of austenitization transformation process at point A with time

最终, 可以得到采用 $v_T=192$ K/s 和 $v_T=160$ K/s 的扩展解析等速奥氏体相变模型和上文建立的 JMAK 模型在 A 点的物相转变分数和温度关系式, 如图 11 所示。由于扩展解析动力学模型是基于经典 JMAK 模型采用模块化思想的修正公式, 且无需等温叠加, 因此认为该模型的拟合精度最优。以该模型得到的奥氏体化历程为参照对象, Model 2 奥氏体转变速度最大时的温度, 即转变曲线最陡区域的对温度约为 1087 K, Model 1 奥氏体转变速度最大时的温度为 1137 K, Model 2 更接近于扩展解析模型的转变曲线。两种不同加热速度的奥氏体转变体积分数与温度的曲线非常接近, 开始相变的温度为 1051 K, 对应的转变体积为 0.1%, 在 1151 K 时有 99.8% 的奥氏体生成, 所需温差为 100 K。Model 2 的奥氏体结束转变和起始转变温度之差为 99 K, 非常接近扩展解析模型的值。因此, 可以认为, 上文求解的参数, 即

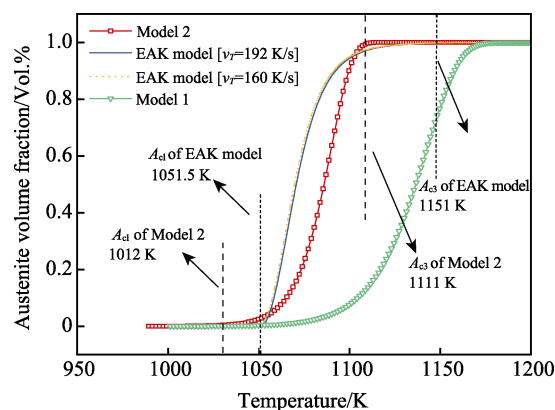


图 11 两组 JMAK 模型和扩展解析模型对 A 点的温度-奥氏体体积分数变化曲线

Fig.11 Temperature-austenite volume fraction curves at point A by JMAK and EAK models

Model 2 能够较为准确描述 42CrMo 奥氏体相变过程, Model 1 的拟合度相对较差。

3 结论

1) 通过 JMAK 方程和 Kissinger 方法确定了 42CrMo 奥氏体化动力学模型参数, 相变激活能 Q 约为 2.04×10^6 J/mol, 指数 n 为 0.427, 指前因子参数 $\ln k_0$ 为 230.78。

2) 通过时间离散的思想, 对每个时间间隔进行相变量的计算和叠加, 以李继山提出的扩展解析相变模型为参照, 比对王晓丽等采用的 JMAK 奥氏体体积分数计算模型, 上述求解得到的参数模型有更好的表现, 奥氏体化是热处理工序的初始步骤, 相变又显著影响感应淬火工件的材料性能, 奥氏体化的准确模拟能提高后续冷却过程中的物相转变和应力应变数据的仿真精度。

3) 基于 ABAQUS 仿真得到的温度场数据, Matlab 能很好地实现求解有限点集的相变历程。通过离散的思想, 选用合适的求解公式, 同样能模拟热应变、相变应变等应力应变在淬火过程中的变化情况, 且模拟精度高。Matlab 联立 ABAQUS 能实现对多场耦合模型仿真工作的补充和修正。

参考文献:

- [1] 高长刚, 孙维连, 孙铂, 等. 高频淬火加热时间对钢管表面组织和性能的影响[J]. 表面技术, 2017, 46(1): 141-145. GAO Chang-gang, SUN Wei-lian, SUN Bo, et al. Effect of high frequency quenching heating time on surface microstructure and properties of steel tube[J]. Surface technology, 2017, 46(1): 141-145.
- [2] SCHWEN K M, HOFFMEISTER J, SCHULZE V. Experimentally validated residual stresses and distortion prediction for dual frequency induction hardening[J]. International journal of applied electromagnetics and mechanics, 2014, 44: 127-135.
- [3] JOHNSON W, MEHL R. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth[J]. Metallurgical and materials transactions A, 1939, 135(8): 396-415.
- [4] AVRAMI M. Kinetics of phase change I general theory[J]. The journal of chemical physics, 1939, 7: 1103.
- [5] 马秋佳. 新型高 Cr 铁素体耐热钢等时奥氏体化相变动力学研究[D]. 天津: 天津大学, 2012. MA Qiu-jia. Kinetics of isochronal austenization in the modified high Cr ferritic heat-resistant steel[D]. Tianjin: Tianjin University, 2012.
- [6] 潘健生, 胡明娟, 田东, 等. 45#钢淬火三维瞬态温度场与相变的计算机模拟[J]. 热加工工艺, 1998(1): 9-12. PAN Jian-sheng, HU Ming-juan, TIAN Dong, et al. Computer simulation of 3D temperature fields and phase transformation in the quenching process of 45# steel[J]. Hot working technology, 1998(1): 9-12.
- [7] CABALLERO F, CAPDEVILA C. Kinetics and dilatometric behaviour of nonisothermal ferrite-austenite transformation[J]. Materials science and technology, 2001, 17(9): 1114-1118.
- [8] 陈睿恺, 顾剑锋, 韩利战, 等. 30Cr2Ni4MoV 钢的奥氏体化动力学[J]. 材料热处理学报, 2013, 34(1): 170-174. CHEN Rui-kai, GU Jian-feng, HAN Li-zhan, et al. Austenitization kinetics of 30Cr2Ni4MoV steel[J]. Transactions of materials and heat treatment, 2013, 34(1): 170-174.
- [9] LIU F, SONG S, XU J, et al. Determination of nucleation and growth modes from evaluation of transformed fraction in solid-state transformation[J]. Acta materialia, 2008, 56(20): 6003-6012.
- [10] LIU F, SOMMER F, BOS C, et al. Analysis of solidstate phase transformation kinetics: Models and recipes[J]. International materials reviews, 2007, 52(4): 193-212.
- [11] 张云鹭. 感应热处理工艺数值分析与快速奥氏体化动力学研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2013. ZHANG Yun-lu. Numerical investigation on induction heat treatment and research on rapid austenization kinetics[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2013.
- [12] WANG X L, MENG Q S, WANG Z, et al. Prediction of the surface characteristic of 42CrMo after spot continual induction hardening based on a novel co-simulation method[J]. Surface and coatings technology, 2019, 357: 252-266.
- [13] KISSINGER H E. Reaction kinetics in differential thermal analysis[J]. Analytical chemistry, 1957, 29(11): 1702-1706.
- [14] FREEMAN E S, CARROLL B. The application of thermogravimetric techniques to reaction kinetics: The thermogravimetric evaluation of the kinetics of the decomposition of calcium oxalate monohydrate[J]. The journal of physical chemistry, 1958, 62(4): 394-397.
- [15] MITTEMEIJER E J, CHENG L, SCHAAFJ V D. Analysis of nonisothermal transformation kinetics[J]. Metallurgical and materials transactions A, 1988, 19(4): 925-932.
- [16] 杨阿娜. 亚共析钢连续加热奥氏体化模型[J]. 热加工工艺, 2013, 42(22): 55-58. YANG A-na. Modelling of austenite transformation of hypoeutectoid steel during continuous heating[J]. Hot working technology, 2013, 42(22): 55-58.
- [17] 张少军, 于洪洋, 朱冬梅, 等. 相变潜热对 $\phi 160$ mm GCr15 轴承钢棒材控冷工艺的影响[J]. 钢铁研究学报, 2017, 29(9): 768-772. ZHANG Shao-jun, YU Hong-yang, ZHU Dong-mei, et al. Influence of phase transition latent heat on controlled cooling technological requirements of $\phi 160$ mm GCr15 bearing steel bar[J]. Journal of iron and steel research, 2017, 29(9): 768-772.
- [18] DENIS S, GAUTIER E, SIMON A, et al. Stress phase transformation interactions-basic principles, modeling, and calculation of internal stresses[J]. Materials science and technology, 1985, 1: 805-814.
- [19] 李继山. 曲轴电磁感应淬火强化影响数值模拟研究[D]. 北京: 北京理工大学, 2015. LI Ji-shan. Numerical studies on the induction quenching process of crankshaft[D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2015.
- [20] WANG D J, LIU Y C, ZHANG Y H. Improved analytical model for isochronal transformation kinetics[J]. Journal of materials science, 2008, 43(14): 4876-4885.
- [21] 李继山, 廖日东, 陈国华. 42CrMo 曲轴电磁感应加热过程奥氏体化研究[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(1): 212-217. LI Ji-shan, LIAO Ri-dong, CHEN Guo-hua. Austenite formation of 42CrMo steel induction heating crankshaft[J]. Transactions of materials and heat treatment, 2015, 36(1): 212-217.