

基于实际工况的大长径比筒型锻件非均匀热处理过程 宏微观耦合数值模拟

李峰诚, 翟鹏远, 樊朋煜

(中国兵器工业新技术推广研究所, 北京 100089)

摘要: 通过 JMatPro 软件确定了 40CrNi4Mo1V 钢和其各相的材料特性参数, 并通过 Deform 有限元软件模拟了该材料制备的大长径比筒形锻件在基于实际工况下的非均匀热处理过程, 计算结果成功预测了筒形锻件温度场、组织场和应力-应变场的变化趋势, 揭示了多种碳化物的溶解析出规律。结果发现, 在非均匀热处理过程下, 大长径比筒形锻件变截面与首尾端处更易产生应力集中现象, 且锻件尾部会有明显塑性弯曲, 最大平均应力可达 150 MPa 以上; 在淬火后, 锻件残余奥氏体含量可降至 0.91%, 马氏体含量增至 98.4%; 此外, 锻件回火温度越高, 碳化物析越快, 相同时间内锻件硬度越高。

关键词: 大长径比筒型锻件; 非均匀热处理; 碳化物; 多物理场变化

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2025.03.012

中图分类号: TG156 文献标志码: A 文章编号: 1000-3940 (2025) 03-0102-10

Numerical simulation on macro-micro coupling of non-uniform heat treatment process for cylindrical forgings with large length-diameter ratio based on actual working condition

Li Fengcheng, Zhai Pengyuan, Fan Pengyu

(China North Advanced Technology Generalization Institute, Beijing 100089, China)

Abstract: The material characteristic parameters of 40CrNi4Mo1V steel and its phases were determined by software JMatPro, and the non-uniform heat treatment process of cylindrical forgings with large length-diameter ratio prepared by the material was simulated by finite element software Deform based on the actual working condition. Then, the calculation results predicted the temperature field, microstructure field and stress-strain field of the cylindrical forgings successfully, and the dissolution and precipitation laws of various carbides were revealed. The results show that under the non-uniform heat treatment process, stress concentration phenomenon is more likely to occur at the variable cross-section and the head and tail ends of cylindrical forgings with large length-diameter ratio, there is obvious plastic bending at the tail of forgings, and the maximum average stress reaches more than 150 MPa. After quenching, the residual austenite content of forgings is reduced to 0.91%, and the martensite content is increased to 98.4%. In addition, when the tempering temperature of forgings is higher, the carbide precipitation is faster, and the hardness of forgings is higher at the same time.

Key words: cylindrical forgings with large length-diameter ratio; non-uniform heat treatment; carbide; multiple physical field variations

对于筒型锻件而言, 其服役条件通常要求良好的抗冲击、耐疲劳破坏能力, 因此, 在热处理过程中需要通过淬火加高温回火进行性能强化。但由于筒型锻件通常具有超高长径比的特性, 在垂直结构热处理炉的加热过程中, 非均匀加热环境容易导致

锻件产生弯曲变形^[1], 而多次加热也易导致显微组织的不均匀, 导致无法保证锻件成品的性能稳定性。目前, 在热处理工艺方面, 陈睿恺^[2]系统研究了 30CrNi4MoV 钢的相变动力学特性, 并基于不同尺寸低压转子锻件的冷却速率差异, 设计了差异化的锻后热处理制度。王晓芳^[3]在先进汽轮机转子材料研究中取得突破, 其针对 9%~10%Cr 系铁素体钢开发的双循环热处理技术, 通过调控马氏体逆转变动力学过程, 使 620℃ 级转子锻件的有效晶粒尺寸缩减至 12 μm 以下。吴景之等^[4]开展了 26Cr2Ni4MoV 钢热处理过程中组织遗传与晶粒细化研究, 提出了切断

收稿日期: 2025-01-08; 修订日期: 2025-02-20

基金项目: 国防基础科研计划 (JCKY2022208A002)

作者简介: 李峰诚 (1997-), 男, 硕士, 工程师

E-mail: lifengcheng2012@163.com

通信作者: 翟鹏远 (1989-), 男, 硕士, 高级工程师

E-mail: zhaipy@gfci.cn

组织遗传实现晶粒细化的方法。虽然热处理过程中微观组织均匀化的研究已有大量报道^[5-8]，但这些研究大多是采用均匀加热环境下的理想热处理试验，仍缺乏现场实际工况下非均匀加热热处理研究分析。因此，本文为解决大长径比筒型锻件实际工况下的弯曲变形问题，基于 DEFORM 仿真软件进行非均匀加热过程的热处理仿真，并通过淬火、回火模拟进一步分析了热处理过程中碳化物组织转变对锻件力学性能的影响。

1 基本原理方法

1.1 理论模型

锻件在热处理过程中会导致温度场、组织场以及应力-应变场发生改变。在进行热处理建模时需要将工件与环境的换热和工件内部自身热传递考虑在内，以及考虑在加热和冷却过程中出现的相变化和由于温度梯度和相变不均匀导致的应力变化。因此，在进行模拟计算前，需要建立温度场、组织场和应力/应变场的跨尺度多场耦合模型，其中，温度场是热处理数值模拟的关键因素，也是联系其他场的核心物理量。需在精确求解锻件热处理过程温度场的基础上，根据多场耦合模型，实现相变与变形的预测。

一般情况下，物体的温度不是恒定的，热传导属于非稳态，工件内部的温度场遵循三维瞬态非线性偏微分方程的傅里叶导热公式^[9]，如式（1）所示：

$$\frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda_y \frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda_z \frac{\partial T}{\partial z}\right) + q_v = \rho C_p \frac{\partial T}{\partial \tau} \quad (1)$$

式中： T 为工件温度； τ 为过程进行时间； ρ 为材料的密度； q_v 为相变潜热； C_p 为材料的定比热容； λ_x 、 λ_y 、 λ_z 分别为材料在 x 、 y 、 z 方向的导热系数。

工件与介质间则以对流换热和辐射换热为主，采用第三类边界条件^[10]，如式（2）所示：

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial N} \Big|_s = H_k(T_w - T_c) + \sigma \varepsilon (T_w^4 - T_c^4) =$$

$$H_k(T_w - T_c) + H_s(T_w - T_c) = H(T_w - T_c) \quad (2)$$

式中： λ 为材料的热导率； N 为工件表面法线方向； s 为工件表面； H 为总换热系数； H_k 为对流换热系数； T_w 为工件表面温度； T_c 为介质温度； H_s 为辐射换热系数， $H_s = \sigma \varepsilon (T_w^2 - T_c^2)(T_w + T_c)$ ； σ 为斯蒂芬玻尔兹曼常数，取值为 $5.768 \times 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K}^4)$ ， ε 为工件发射率。

在热处理过程中，相组织间转变分为扩散、非扩散和过渡相变。其中，铁素体、珠光体、奥氏体等相为扩散性相变，采用 Avrami 方程，如式（3）所示：

$$\xi = 1 - \exp(-bt_c^e) \quad (3)$$

式中： ξ 为相最大转变量； b 、 e 为相变动力学参数； t_c 为晶体相变时间。

对于非扩散型马氏体相变，相产生是通过切变与转动进行的，一般采用 Koistinen-Marburger 模型（K-M 方程）计算，如式（4）所示：

$$\xi_y = 1 - \exp[-\alpha(M_s - T)] \quad (4)$$

式中： ξ_y 为马氏体相变开始前的奥氏体相体积分率； α 为相变动力学参数，与马氏体转变速率有关，钢通常取 0.011； M_s 为马氏体转变开始温度。

针对筒形锻件的热处理数值模拟，在常规热应变及相变应变基础上，进一步考虑了相变塑性应变的影响，构建了包含相变塑性应变的热弹塑性本构方程^[11]，以实现变形规律预测，如式（5）所示：

$$\begin{aligned} \varepsilon_{ij} &= \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij}^T + \varepsilon_{ij}^m + \varepsilon_{ij}^{lp} \\ \varepsilon_{ij}^e &= \frac{1+\nu}{E} \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \sigma_{kk} \delta_{ij} \\ \varepsilon_{ij}^p &= \int \lambda' \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} dt \\ \varepsilon_{ij}^T &= \alpha'(T - T_0) \delta_{ij} \\ \varepsilon_{ij}^m &= \sum_k \beta_k \xi_k \delta_{ij} \\ \varepsilon_{ij}^{lp} &= \frac{3}{2} K \sigma_{\text{eff}} \xi''(1 - \xi) \frac{S_{ij}}{\sigma_{\text{eff}}} \end{aligned} \quad (5)$$

式中： ε_{ij} 、 ε_{ij}^e 、 ε_{ij}^p 、 ε_{ij}^T 、 ε_{ij}^m 、 ε_{ij}^{lp} 分别为热处理过程总应变、弹性应变、塑性应变、热应变、组织应变和相变塑性应变； σ_{ij} 为柯西应力张量； σ_{kk} 为应力张量的迹，即3个正应力之和； δ_{ij} 为克罗内克符号； E 为弹性模量； ν 为泊松比； F 为屈服函数； λ' 为塑性乘子； α' 为热膨胀系数； T_0 为参考温度； ξ_k 为第 k 种相的体积分率； β_k 为第 k 种相的体积膨胀系数； σ_{eff} 为 Mises 等效应力； K 为相变塑性系数； ξ'' 为当前相的体积分率； S_{ij} 为偏应力张量； i 、 j 表示所有应变分量为对称二阶张量。

1.2 碳化物溶解析出模型

本文在相变过程中考虑了碳化物对性能的影响。淬火加热过程中的碳化物回溶至奥氏体属于扩散型相变^[12]，因此，应用式（6）计算淬火加热过程下未溶碳化物的体积分率。为便于获得特定系数 A 、 D ，将式（6）进行进一步转换^[13]，得到线性方程式（7）：

$$\xi_i = 1 - \exp\left\{A\left(\frac{T - T_s}{T_e - T_s}\right)^D\right\} \quad (6)$$

$$\ln[-\ln(1 - \xi_i)] = \ln(-A) + D \ln\left(\frac{T - T_s}{T_e - T_s}\right) \quad (7)$$

式中: ξ_i 为奥氏体转变体积分; T_s 、 T_e 分别为材料奥氏体转变开始温度和终了温度; A 、 D 为材料特定参数, 通过分析计算得到。

回火过程则考虑了马氏体析出碳化物, 将式 (3) 变形为线性方程式 (8)^[13], 并通过分析不同回火时间对应的碳化物析出含量来计算获得参数 e , 并以输入转变开始曲线及参数 e 的方式模拟二次碳化物析出过程。

$$\ln[-\ln(1 - \xi')] = \ln b + e \ln t' \quad (8)$$

式中: t' 为自然对数运算后的回火时间; ξ' 为碳化物析出含量。

2 DEFORM 有限元模拟

2.1 几何模型构建

研究对象为某工厂大长径比筒型锻件, 为保证模拟结果准确, 建立如图 1 所示的物理模型, 模型外径约为 $\Phi 200 \sim \Phi 250$ mm, 长度约为 7000 mm, 内孔直径约为 $\Phi 80$ mm, 模型划分 128000 个网络, 其中网格节点数为 24013 个, 单元数为 104695 个, 面多边形为 25250 个, 并在 4 个明显变截面处以及锻件两端处进行了网格细化处理, 细化程度设定在 0.005~0.01 范围内。

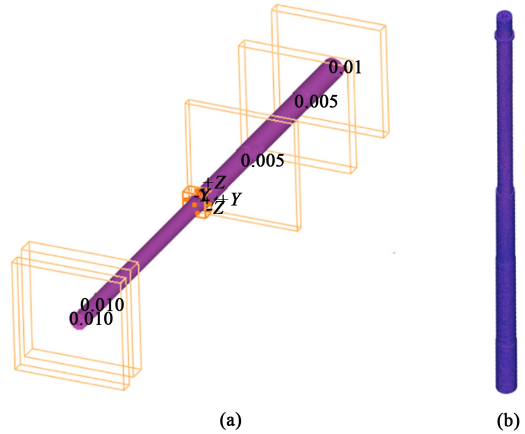


图 1 锻件结构示意图

(a) 网格细化 (b) 锻件几何模型

Fig. 1 Schematic diagrams of forgings structure

(a) Mesh refinement (b) Geometric model of forgings

大型筒形锻件热处理采用传统井式炉加热, 在加热过程中, 锻件在井式炉中仅一侧壁面具有电阻丝, 两侧加热方式不同, 产生温度差, 为此设置如图 2a 所示的具有阴阳面特征的加热窗口, 并给定窗口内阴面换热系数为 $2000 \text{ W} \cdot (\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C})^{-1}$, 窗口外阴面换热系数为 $1500 \text{ W} \cdot (\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C})^{-1}$ 。冷却过程采用水淬, 入水方式为吊装入水, 属于大型工件一端先入水的非均匀淬火方式, 因此在模拟计算时需要考虑锻件实际入水过程的位置与状态。在降温过程中, 锻件以恒定速度入水, 因此设置如图 2b 所示的距工件底部 200 mm 的水淬窗口, 为防止锻件弯曲需要设置较大窗口, 并给定 $135 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 的工件入水速度。

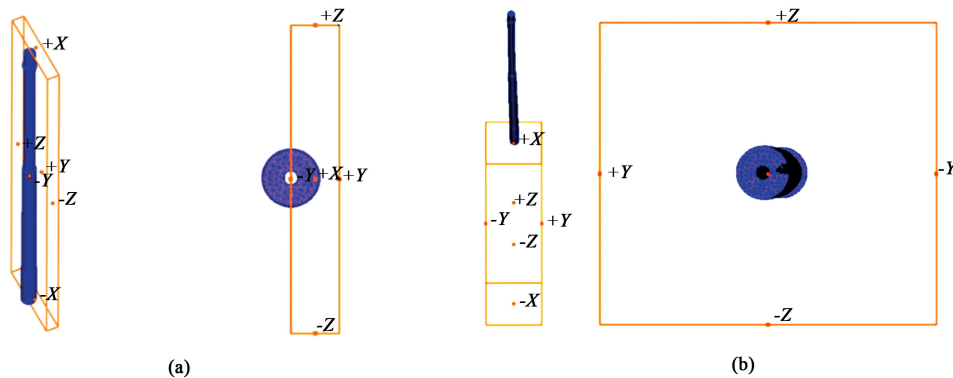


图 2 空气域模型

(a) 加热窗口 (b) 水淬窗口

Fig. 2 Air domain models

(a) Heating window (b) Water quenching window

2.2 材料特性参数

模型选用 40CrNi4Mo1V 钢, 其化学成分如表 1 所示。采用 JMatPro 软件计算获得 40CrNi4Mo1V 钢

各相的热导率、比热、潜热、密度等材料特性参数, 并将其用于 Deform 材料模型库, 相关计算结果如图 3 所示。

表 1 40CrNi4Mo1V 钢的化学成分 (%, 质量分数)

Table 1 Chemical composition of 40CrNi4Mo1V steel
(%, mass fraction)

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Fe
0.42	0.15	0.1	0.005	0.005	1.5	3.8	1.1	0.25	0.15	余量

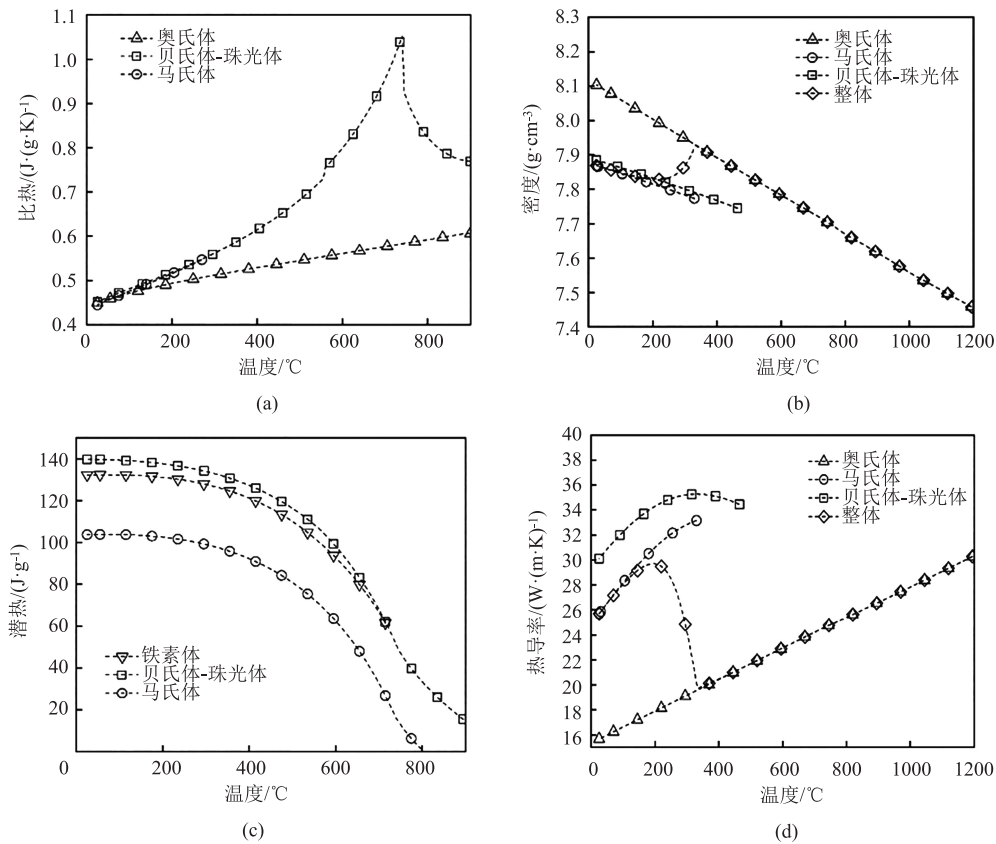


图 3 40CrNi4Mo1V 钢各相的特性参数与温度的关系曲线

(a) 比热 (b) 密度 (c) 潜热 (d) 热导率

Fig. 3 Relationship curves between characteristic parameters and temperature of various phase in 40CrNi4Mo1V steel

(a) Specific heat (b) Density (c) Latent heat (d) Thermal conductivity

衡转变相图, 采用线性方程式 (7) 描述了 $M_{23}C_6$ 型碳化物的奥氏体化过程, 计算了 $M_{23}C_6$ 型碳化物溶解模型的特定参数 A 、 D 。

根据图 4, 奥氏体相变开始点 $T_s = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, 结束点 $T_e = 798\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。其中, 铁素体转变为奥氏体的相变开始点 $T_s = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, 结束点 $T_e = 733\text{ }^{\circ}\text{C}$; $M_{23}C_6$ 型碳化物转变为奥氏体的相变开始点 $T_s = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, 结束点 $T_e = 798\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。因此, 在 $733\sim 798\text{ }^{\circ}\text{C}$ 温度范围内的奥氏体转变量全部为碳化物溶解, 如表 2 所示。选取计算参数为: $T = 733\text{ }^{\circ}\text{C}$, 奥氏体体积分数为 97.31%; $T = 798\text{ }^{\circ}\text{C}$, 奥氏体体积分数为 99.3%。代入式 (7), 计算出碳化物奥氏体化的模型特定参数: $A \approx -4.96$, $D \approx 1.06$ 。

另一方面, 本文考虑了碳化物含量对材料性能的影响, 加热过程即为初始组织奥氏体化过程, 根据平衡转变相图 (图 4), 可看出当温度约为 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, $M_{23}C_6$ 型碳化物仍存在, 而其他型碳化物已溶解, 说明 $M_{23}C_6$ 型碳化物较稳定, 因此主要研究了 $M_{23}C_6$ 型碳化物在淬火过程中的溶解情况。根据平

如图 5 所示, 40CrNi4Mo1V 钢在 $890\text{ }^{\circ}\text{C}$ 淬火、 $510\text{ }^{\circ}\text{C}$ 回火工艺下存在碳化物析出现象, 析出有 $M_2(C, N)$ 型、 $M_{23}C_6$ 型和 M_7C_3 型碳化物。碳化物析出过程采用式 (8) 进行计算, 分别在 $890\text{ }^{\circ}\text{C}$ 淬火、 $510\text{ }^{\circ}\text{C}$ 回火下的各型碳化物析出曲线上选取不同回火时间对应的碳化物析出体积分数, 如表 3 所示, 将所取参数代入式 (8) 中, 即可得到 b 、 e 的线性关系式, 本文中计算得到 $890\text{ }^{\circ}\text{C}$ 淬火、 $510\text{ }^{\circ}\text{C}$ 回火工艺下碳化物参数 e 为: $M_2(C, N)$ 型, 12.24; $M_{23}C_6$ 型, 11.51; M_7C_3 型, 12.24。此外, 转变开始曲线设定为在同一淬火温度下获得 1% 碳化物所需回火时间 t_h 与不同回火温度的关系。

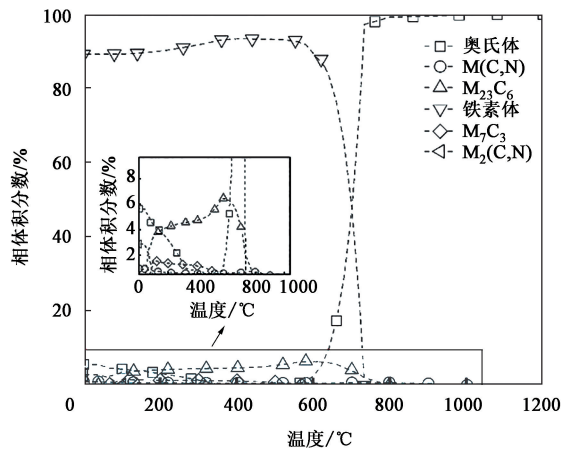


图 4 40CrNi4Mo1V 钢的平衡转变相图

Fig. 4 Equilibrium transformation phase diagram of 40CrNi4Mo1V steel

表 2 $M_{23}C_6$ 型碳化物向奥氏体转变参数 (%, 体积分数)
Table 2 Parameters of transformation from $M_{23}C_6$ -type carbides to austenite (%, volume fraction)

温度/℃	733	760	798
$M_{23}C_6$ 型碳化物	1.95	1.22	1.76×10^{-6}
奥氏体	97.31	98.08	99.3

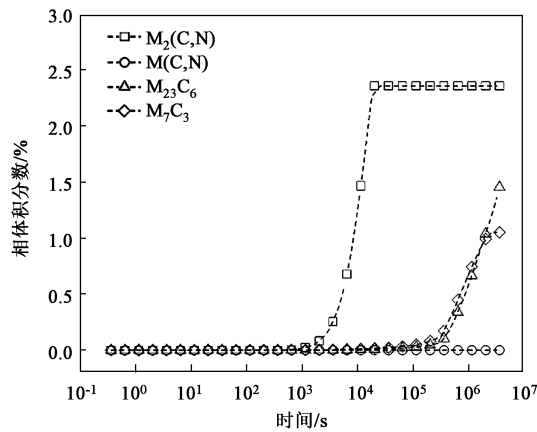


图 5 40CrNi4Mo1V 钢在 890 ℃ 淬火、510 ℃ 回火工艺下碳化物析出曲线

Fig. 5 Carbide precipitation curves of 40CrNi4Mo1V steel under quenching process at 890 ℃ and tempering process at 510 ℃

2.3 其他初始条件设置

大型筒形锻件通常在最小轴颈卡具处采用吊装固定，因此，在模拟计算时需要约束大型筒形锻件卡具处的速度在 x 、 y 、 z 方向均为 0。淬火前主要初始相指定为珠光体-贝氏体，体积分数为 93%，其余为 $M_{23}C_6$ 型碳化物，指定体积分数为 7%。在热处理加热过程中，设定阳面换热系数设定为 $2000 \text{ W} \cdot (\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C})^{-1}$ ，阴面换热系数设定为 $1500 \text{ W} \cdot (\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C})^{-1}$ ，阴阳面

表 3 碳化物析出含量与回火时间

Table 3 Precipitation content of carbides and tempering time

碳化物类型	析出量/%	$\lg(t_h/s)/s$
$M_2(C, N)$ 型	0.13	3.21
	0.92	3.71
	2	4.01
$M_{23}C_6$ 型	0.4	5.86
	1.04	6.31
	1.46	6.56
M_7C_3 型	0.21	5.46
	0.56	4.76
	0.92	6.16

壁温淬火时均设定为 900 ℃，回火时均设定为 510 ℃，冷却水温设定为 25 ℃。工艺制度设定为淬火，升温及保温时间为 0~7200 s，水淬降温时间为 7200~9000 s，回火加热及保温时间为 9000~46200 s。工件淬火后的温度场、应力应变场和组织场分布复杂，为了更准确地分析锻件在不同壁厚及有无电阻丝区域淬火回火的组织演化和变形规律，在试样阳面前部（有电阻丝薄壁面）、阳面尾部（有电阻丝厚壁面）、阴面前部（无电阻丝薄壁面）、阴面尾部（无电阻丝厚壁面）分别选取 1 个点进行点追踪，分别设置为 P1、P2、P3、P4 点位，选取位置如图 6 所示。

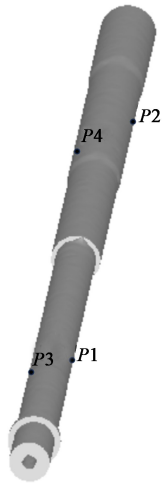


图 6 点追踪位置

Fig. 6 Positions of tracking points

3 模拟结果分析

3.1 温度场分析

筒形锻件热处理温度场计算结果如图 7 所示，其中选取了升温时间分别为 0、80 和 7200 s，以及

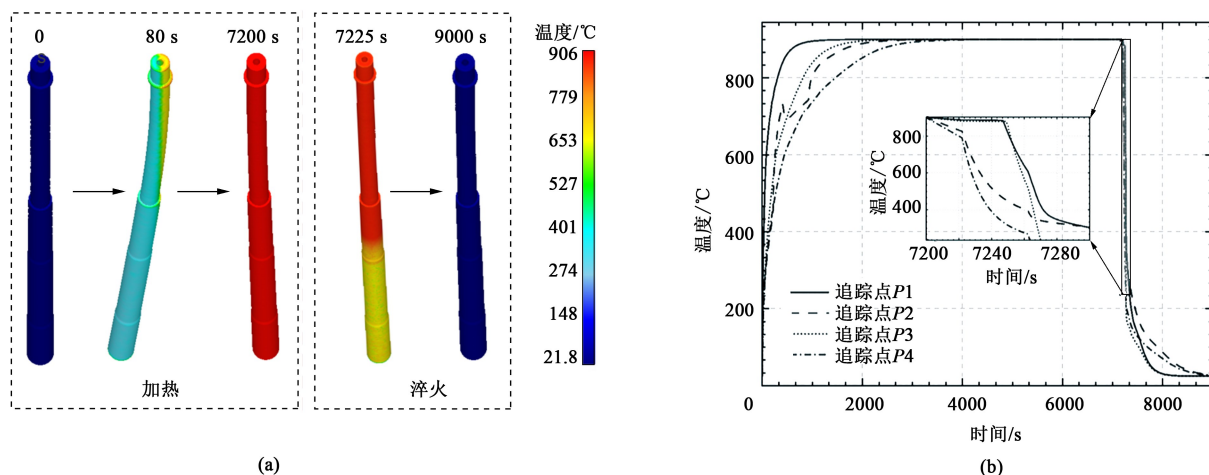


图7 筒形锻件热处理温度场计算结果

(a) 温度分布云图 (b) 温度变化曲线

Fig. 7 Calculation results of heat treatment temperature field for cylindrical forgings

(a) Temperature distribution nephogram (b) Temperature change curve

冷却时间分别为 7225 和 9000 s 的温度场云图 (图 7a)。可以发现, 在加热升温过程中筒形锻件的径向温度呈梯度变化, 靠近井式炉阳面处含有电阻丝, 导致阳面升温较快并产生明显的锻件变形, 直至加热至 7200 s 时筒形锻件通体温度保温均匀, 变形减小。在水淬降温过程中, 由于筒形锻件尾部先入水, 从尾部至前部的温度场则呈梯度变化, 最终在 1800 s 内锻件完全冷却至常温, 并保持通体温度均匀。图 7b 为筒形锻件在加热和淬火过程中 4 个追踪点的温度随时间的变化趋势, 可以发现追踪点 P1 与追踪点 P2 在升温过程中位于阳面, 所以两点的升温速率大于阴面位置的追踪点 P3 与追踪点 P4, 但筒形锻件在加热过程中存在朝向阴面弯曲的行为, 使尾部追踪点 P2 在锻件最大变形时处于阳面窗口外, 导致其升温速率降低且温度骤降, 随着锻件变形复原, 该点升温速率恢复至前期水平。在降温过程中, 前 120 s 内由于筒形锻件尾部先入水, 使追踪点 P2、追踪点 P4 温度先下降, 追踪点 P1、追踪点 P3 温度后下降, 但由于前部壁厚较薄, 热扩散快, 追踪点 P1 和追踪点 P3 的冷却速率要快于追踪点 P2 和追踪点 P4, 所以在 4 个追踪点温度逐渐接近后 (7320~9000 s), 呈现出追踪点 P1、追踪 P3 比追踪点追踪 P2、追踪 P4 先一步降低为常温的情况。

3.2 应力场及变形分析

筒形锻件热处理应力场计算结果如图 8 所示, 如图 8a 中发现在加热过程初期, 由于筒形前部壁厚相较尾部壁厚更薄, 使锻件前部热扩散更快, 造成筒形锻件出现朝向阴面弯曲的现象, 但当工件加热

并保温均匀后 (7200 s 时), 筒形锻件又出现向阳面过度复原弯曲的现象, 并且在淬火过程结束时, 筒形锻件弯曲现象一直存在, 这是由于筒形锻件尾部出现了由快速冷却引起的材料塑性变形, 产生了局部的损坏劣化行为。另外在图 8a 中, 当锻件分别热处理至 600 和 7500 s 时均出现了较为明显的应力场增强分布, 其中应力点峰值最高可达 2170 MPa。图 8b 为筒形锻件表面 4 个追踪点在不同热处理时间下的应力变化趋势, 加热刚开始时, 追踪点 P1、追踪点 P3 的应力强度显著大于追踪点 P2、追踪点 P4, 这是由于阳面较阴面升温快, 前部较尾部升温快, 导致筒体锻件受热不均匀, 从而使表面应力分布不均。直至加热 600 s 时, 由于锻件较明显的弯曲形变, 使追踪点 P2、追踪点 P4 的应力得到增强。随着锻件温度逐渐均匀化, 4 个追踪点的应力大小逐渐接近, 并基本保持恒定。当淬火冷却时, 锻件应力则表现为突然增强后降低, 这是因为组织重新排列导致锻件体积产生变化引起的, 其中锻件尾部因为快速冷却引起了局部塑性劣化, 如图 8b 中热处理 7500 s 时损伤分布所示, 使得追踪点 P2、追踪点 P4 的应力增强非常显著。总体来看, 筒形锻件在热处理过程中的最大平均应力出现在水淬过程中的锻件尾部, 应力范围在 100~200 MPa 内。

3.3 组织场分析

筒形锻件热处理组织场计算结果如图 9 所示, 图 9a 展示了热处理过程中的奥氏体分布及其变化趋势, 可以发现筒形锻件在经过 7200 s 加热保温后, 锻件整体奥氏体含量可达 99.3%。当水淬开始时,

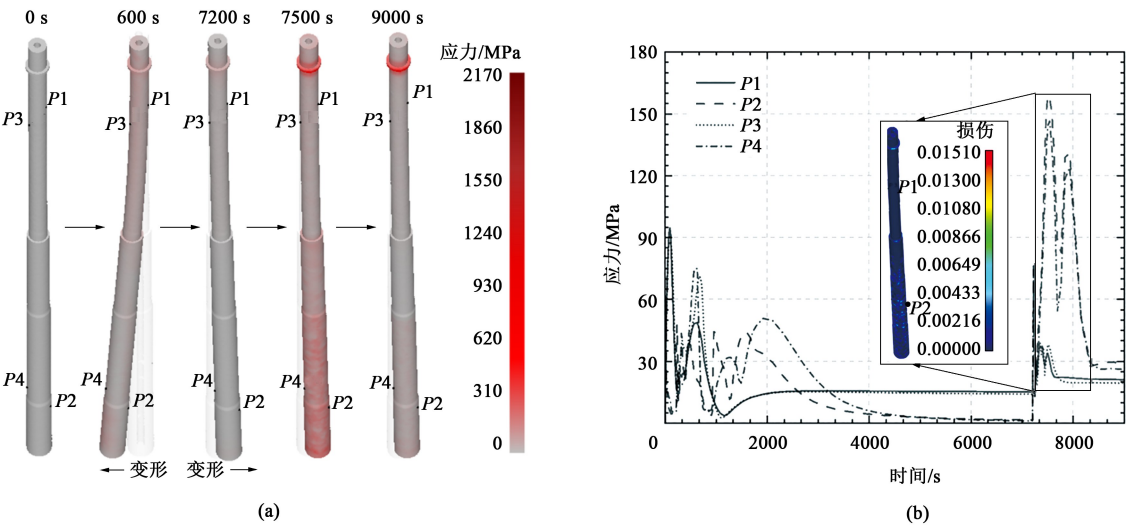


图 8 筒形锻件热处理应力场计算结果

(a) 应力分布云图 (b) 应力变化曲线

Fig. 8 Calculation results of heat treatment stress field for cylindrical forgings

(a) Stress distribution nephogram (b) Stress change curves

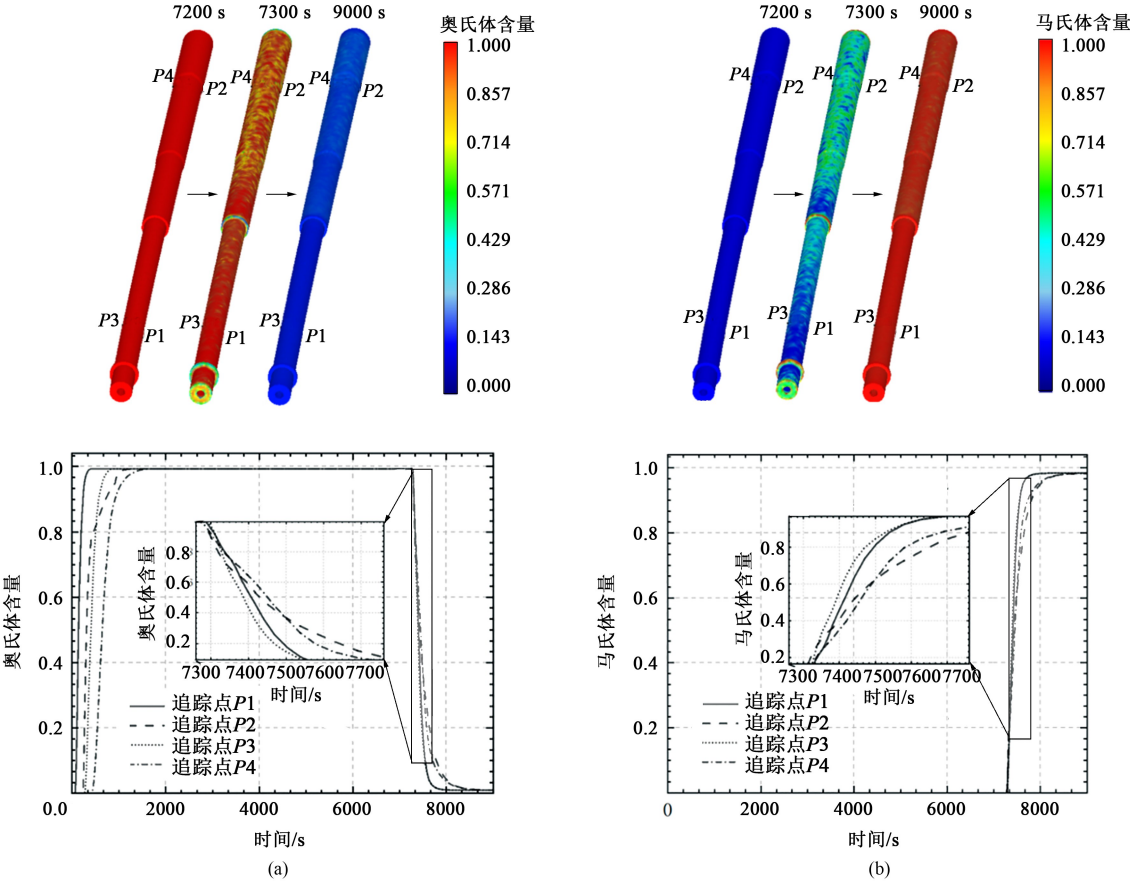


图 9 筒形锻件热处理组织场计算结果

(a) 奥氏体分布云图及变化曲线 (b) 马氏体分布云图及变化曲线

Fig. 9 Calculation results of heat treatment microstructure field for cylindrical forgings

(a) Austenite distribution nephogram and its change curves (b) Martensite distribution nephogram and its change curves

追踪点 $P2$ 和追踪点 $P4$ 所在的锻件尾部先入水淬火，其奥氏体组织相较锻件前部的追踪点 $P1$ 和追踪点 $P3$ 先发生相变，但随着锻件整体浸入水中后，由于锻件前部壁厚较薄，热扩散较快，导致追踪点 $P1$ 、追踪点 $P3$ 所在位置的组织相变速率要快于追踪点 $P2$ 和追踪点 $P4$ ，最终 9000 s 时的残余奥氏体主要分布在锻件尾部，尾部残余奥氏体含量为 1.71%，前部残余奥氏体含量为 0.91%。图 9b 则展示了马氏体分布及其变化趋势，可以发现 4 个追踪点位置的马氏体变化趋势与奥氏体变化趋势基本互补，这说明锻件大部分奥氏体相变成为马氏体。在锻件首尾端及变截面阶梯处，由于凹凸层结构产生了肋壁传热，在强化壁面换热的同时，导致热交换形式也发生了一定改变，使组织在这些特定位置更容易发生相变积聚，相反在变截面附近区域的组织相变则相对缓慢，直至 9000 s 时，锻件追踪点 $P1$ 、追踪点 $P2$ 、追踪点 $P3$ 和追踪点 $P4$ 位置的马氏体含量分别为 98.4%、97.9%、98.4% 和 97.9%。

3.4 碳化物影响分析

为解决筒形锻件热处理过程中出现的变形问题，本文在筒形锻件经过 900 °C 淬火后分别进行了 520、

550 和 580 °C 回火热处理碳化物溶解析出模拟，如图 10 所示，呈现的碳化物分布云图均为 46200 s 时的最终计算结果，追踪点曲线则反映了不同回火温度条件下的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的溶解和析出过程以及 $M_2(C, N)$ 型、 M_7C_3 型碳化物的析出过程。可以发现淬火加热过程中， $M_{23}C_6$ 型碳化物最高可溶解 90%（由图 10 中碳化物分布可见，初始含量 7%→最低含量 0.7%），回火过程中 $M_{23}C_6$ 型、 $M_2(C, N)$ 型、 M_7C_3 型碳化物逐渐从马氏体组织中析出，率先析出位置在锻件前端和变截面阶梯处。通过分析追踪点变化曲线，可以发现随着回火温度升高，碳化物更容易在较短的时间内发生析出，并且析出位置首先发生在筒形锻件前部并逐渐向尾部扩散，在回火温度达到 580 °C 时，保温足够时间后的碳化物析出更加均匀。其中， $M_{23}C_6$ 型碳化物含量显著高于其他型碳化物，这是因为在淬火过程中 $M_{23}C_6$ 型碳化物未全部发生溶解， M_7C_3 型碳化物在 580 °C 回火下，最高析出含量有剧烈变化，从 1.02% 上升至 3.24%。此外，计算了不同回火温度条件下的筒形锻件整体硬度，计算结果为 520 °C 回火锻件的硬度范围为 25.9~56.2 HRC，550 °C 回火

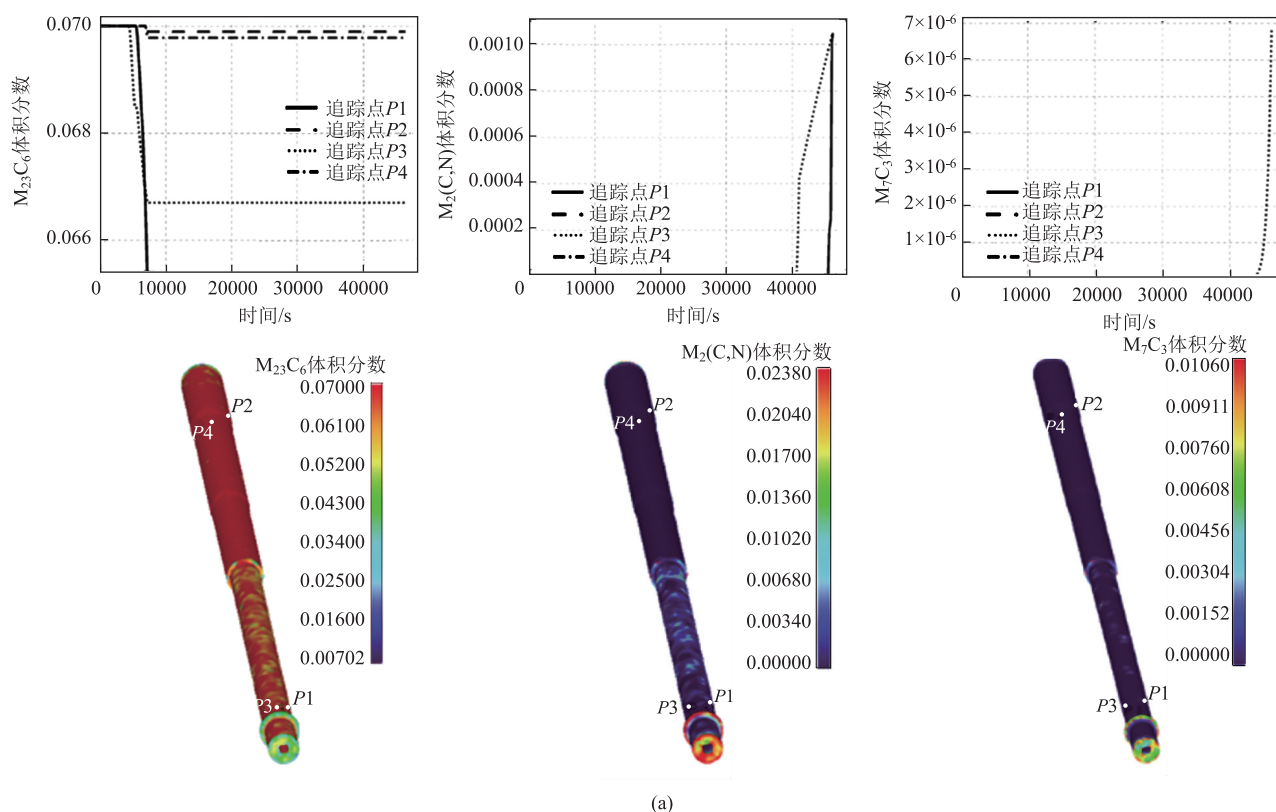


图 10 筒形锻件 900 °C 淬火后在不同回火温度下的碳化物分布云图及变化曲线

(a) 520 °C (b) 550 °C (c) 580 °C

Fig. 10 Distribution nephograms and change curves of carbide in cylindrical forgings at different tempering temperatures after quenching at 900 °C

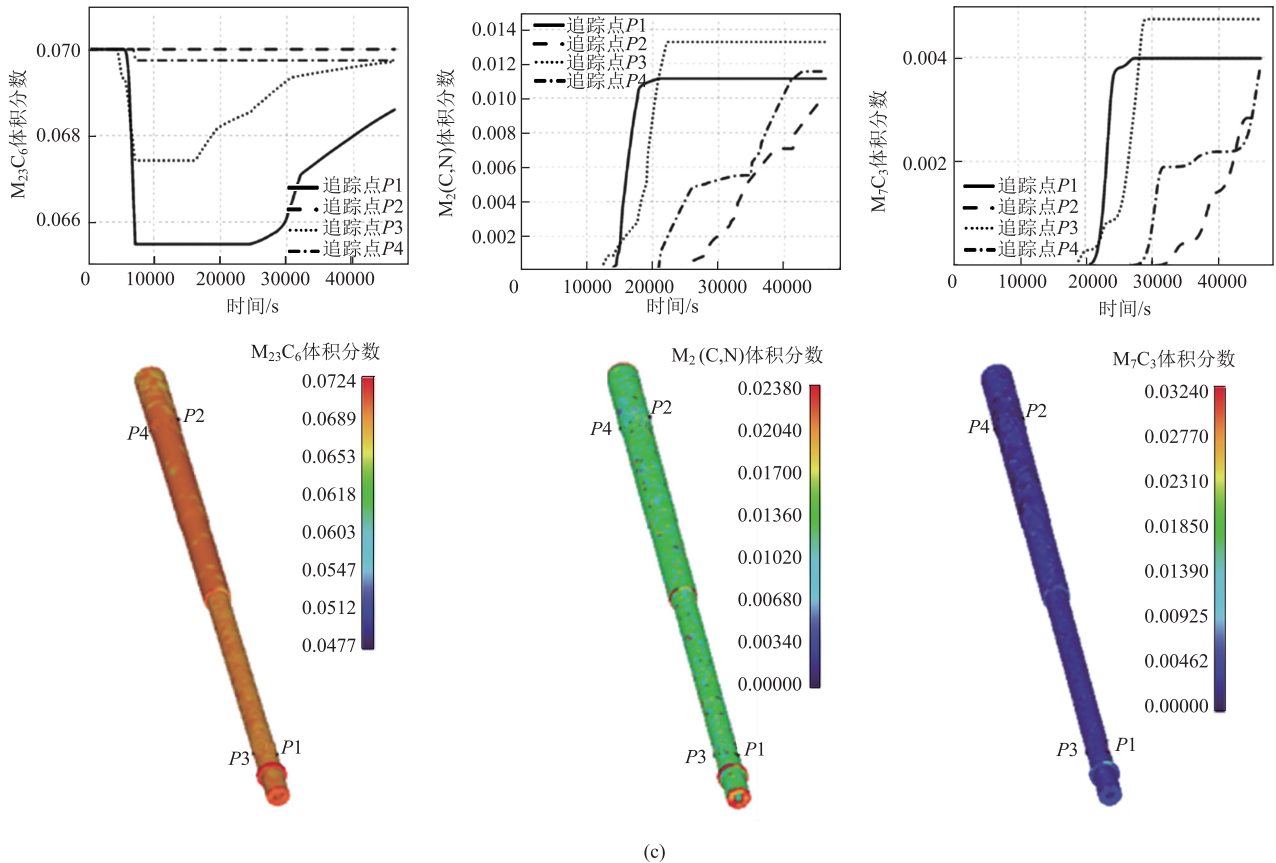
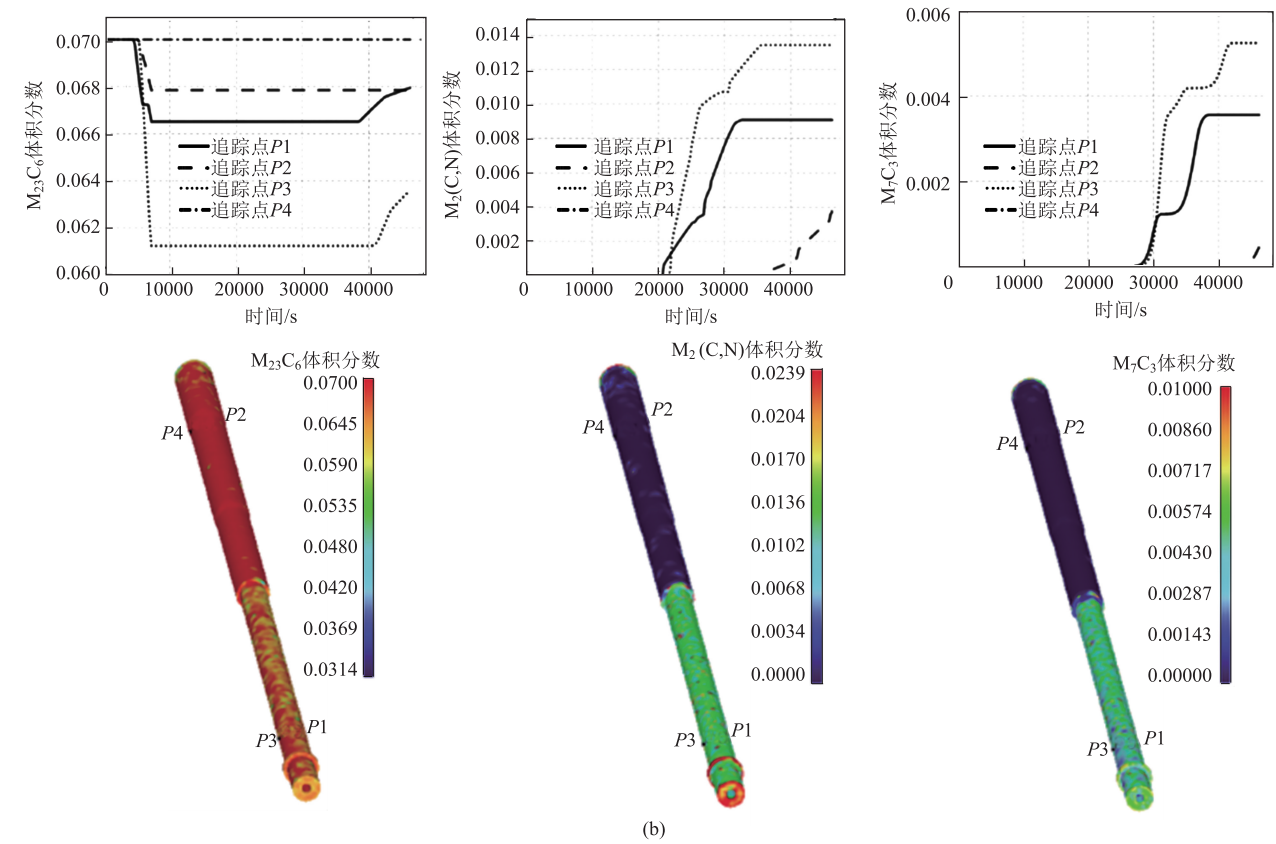


图 10 (续)

Fig. 10 (Continued)

锻件的硬度范围为 27.2~57.0 HRC, 580 ℃ 回火锻件的硬度范围为 28.8~57.0 HRC, 可以发现随着碳化物析出含量的增加, 筒形锻件的硬度性能上下限范围值逐步提升, 这说明碳化物的析出有利于锻件硬度的增加。

4 结论

(1) 通过 JMatPro 软件计算确定了 40CrNi4Mo1V 钢和其各相的材料特性参数, 构建了大长径比筒形锻件热处理多场耦合数值模拟模型, 并结合热处理实际工况下的井式炉构造和吊装入水过程搭建了阴阳面加热窗口和水淬窗口, 通过 Deform 软件预测了 40CrNi4Mo1V 钢筒形锻件热处理过程中温度场、组织场和应力-应变场的变化规律。

(2) 实现了基于实际工况下的宏微观耦合数值模拟, 发现筒形锻件在非均匀加热和淬火后会产生塑性弯曲变形, 在锻件尾部产生了局部劣化。

(3) 筒形锻件在热处理过程中的最大平均应力出现在水淬过程中的锻件尾部, 应力范围在 100~200 MPa 内。

(4) 筒形锻件淬火后残余奥氏体含量约为 0.91%~1.71%, 马氏体含量约为 97.9%~98.4%, 并且在锻件首尾端及变截面阶梯处发生了肋壁传热, 更容易产生相变积聚。

(5) 基于 JMatPro 在 Deform 有限元软件中构建了 $M_{23}C_6$ 型、 $M_2(C, N)$ 型和 M_7C_3 型碳化物的溶解析出模型, 对比分析了筒形锻件在 520、550 和 580 ℃ 回火时碳化物的析出结果, 发现回火温度越高, 碳化物析出越快, 且随着析出量增多, 锻件硬度也逐渐提高。

参考文献:

- [1] 李阳才, 焦堂筹, 许敏博, 等. 钢管调质热处理生产过程中直度的控制 [J]. 焊管, 2020, 43 (7): 49-52.
Li Y C, Jiao T Q, Xu M B, et al. Straightness control of steel pipe during the quenching and tempering heat treatment process [J]. Welded Pipe and Tube, 2020, 43 (7): 49-52.
- [2] 陈睿恺. 30Cr2Ni4MoV 钢低压转子热处理工艺的研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2012.
Chen R K. Study on Heat Treatment for Low Pressure Rotors of 30Cr2Ni4MoV Steel [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2012.
- [3] 王晓芳. 620 ℃ 汽轮机转子锻件用钢晶粒细化热处理工艺研究 [J]. 大型铸锻件, 2016 (2): 6-9.
Wang X F. Research on grain refining heat treatment process of

steel used for 620 ℃ steam turbine rotor forgings [J]. Heavy Casting and Forging, 2016 (2): 6-9.

- [4] 吴景之, 张信. 26Cr2Ni4MoV 钢的晶粒遗传 [J]. 金属热处理, 1984 (4): 29-39.
Wu J Z, Zhang X. The grain inheritance of 26Cr2Ni4MoV steel [J]. Heat Treatment of Metals, 1984 (4): 29-39.
- [5] 徐月, 刘帅奇, 刘建生. 大型轴类件锻造及热处理工艺对混晶缺陷调控界面的影响 [J]. 锻压技术, 2024, 49 (3): 8-17.
Xu Y, Liu S Q, Liu J S. Influence of forging and heat treatment process on control interface of mixed crystal defect for large shaft parts [J]. Forging & Stamping Technology, 2024, 49 (3): 8-17.
- [6] 曹阔, 樊红亮, 何建国, 等. 高铬钢在凝固和热处理过程中的组织演变 [J]. 冶金设备, 2023 (5): 23-28.
Cao K, Fan H L, He J G, et al. Microstructure evolution of high-chromium steel during solidification and heat treatment [J]. Metallurgical Equipment, 2023 (5): 23-28.
- [7] 赵爱彬, 杨海林. 基于 DEFORM-HT 阶梯轴热处理组织研究 [J]. 铸造技术, 2018, 39 (8): 1821-1823.
Zhao A B, Yang H L. Research on heat treatment structure of staircase axis based on DEFORM-HT [J]. Foundry Technology, 2018, 39 (8): 1821-1823.
- [8] 樊朋煜, 翟鹏远, 刘克, 等. 不同淬火油对 18Cr2Ni2MoVNbA 钢渗碳淬火组织和变形影响规律的数值模拟 [J]. 金属热处理, 2024, 49 (4): 229-236.
Fan P Y, Zhai P Y, Liu K, et al. Numerical simulation of influence of different quenching oil on microstructure and deformation of 18Cr2Ni2MoVNbA steel after carburizing quenching [J]. Heat Treatment of Metals, 2024, 49 (4): 229-236.
- [9] Huang K. The double-edge effect of second-phase particles on the recrystallization behavior and associated mechanical properties of metallic materials [J]. Progress in Materials Science, 2018, 92: 284-359.
- [10] 江志强. TBM 盘形滚刀热处理工艺的数值模拟与刀圈材料性能研究 [D]. 郑州: 郑州大学, 2016.
Jiang Z Q. Numerical Research on Heat Treatment Process of the TBM Disc Cutter and Experimental Study on the Material Properties of Disc Cutters Blade [D]. Zhengzhou: Zhengzhou University, 2016.
- [11] 余昌莲, 苏开浪, 张春侠, 等. 钢板焊接温度场与应力应变场有限元数值模拟 [J]. 焊接技术, 2021, 50 (4): 16-20.
She C L, Su K L, Zhang C X, et al. Finite element numerical simulation of temperature field and stress-strain field in steel plate welding [J]. Welding Technology, 2021, 50 (4): 16-20.
- [12] Li H P, Zhao G Q, Liu S T, et al. FEM simulation of quenching process and experimental verification of simulation results [J]. Materials Science & Engineering A, 2007, 452: 705-714.
- [13] 窦春岳. Cr12MoV 钢淬火及回火工艺的温度-组织-硬度多场耦合研究 [D]. 阜新: 辽宁工程技术大学, 2021.
Dou C Y. Multi-field Coupling Study on Temperature-microstructure-hardness of Cr12MoV Steel in Quenching and Tempering Process [D]. Fuxin: Liaoning Technical University, 2021.