

表面功能化

18CrNiMo7-6 渗碳钢相变塑性系数 对残余应力的影响

秦盛伟, 张棒, 赵辉辉, 张玉芳

(郑州大学 抗疲劳制造技术河南省工程实验室, 郑州 450000)

摘要: **目的** 研究碳含量对相变塑性系数的影响, 并精确仿真 18CrNiMo7-6 钢渗碳淬火后的残余应力分布。**方法** 制备四种不同碳含量 (0.21%、0.49%、0.65%、0.87%) 的全渗透试样, 分别进行不同应力水平下的膨胀试验, 测得不同碳含量试样的相变塑性系数 K , 并输入 DEFORM-HT 中进行残余应力仿真, 同时对 $\phi 16.72\text{ mm}$ 的圆柱试样进行渗碳淬火试验, 以验证残余应力模拟的准确性。**结果** 前三种碳含量下马氏体相变动力学参数 α 变化不大。基于此, 提供了一种便于计算高碳含量试样不完整膨胀曲线的 K 值的方法, 计算四种不同碳含量试样的相变塑性系数分别为 7.16×10^{-5} 、 5.45×10^{-5} 、 5.53×10^{-5} 、 $6.01 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ 。分别采用不考虑相变塑性即 $K=0 \text{ MPa}^{-1}$ 、取为基体值即 $K=7.16 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ 和试验测得与碳含量相关的相变塑性系数进行残余应力仿真, 其中采用试验测得相变塑性系数仿真结果与实测的残余应力吻合度最高, 残余压应力从表面到心部呈现先增大后减小的趋势。**结论** 经渗碳淬火后的试样表层存在碳梯度, 不同碳含量下影响相变塑性系数数值的主导机制不同, 导致相变塑性系数随着碳含量的增加而先降低后升高, 且其对 18CrNiMo7-6 钢渗碳淬火后残余应力分布的影响显著。

关键词: 渗碳; 淬火; 碳梯度; 相变塑性系数; DEFORM-HT; 残余应力

中图分类号: TG156.8+1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2020)12-0138-06

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.12.015

Effect of Transformation Plasticity Coefficient on Residual Stress of 18CrNiMo7-6 Carburizing Steel

QIN Sheng-wei, ZHANG Bang, ZHAO Hui-hui, ZHANG Yu-fang

(Henan Province Engineering Laboratory for Anti-fatigue Manufacturing Technology,
Zhengzhou University, Zhengzhou 450000, Henan)

ABSTRACT: The work aims to investigate the effect of carbon contents on the transformation plasticity coefficient and accurately simulate the residual stress distribution of 18CrNiMo7-6 steel after carburizing and quenching process. The samples with different carbon contents (0.21%, 0.49%, 0.65%, 0.87%) were carburized thoroughly and the expansion tests under

收稿日期: 2019-12-23; 修订日期: 2020-05-02

Received: 2019-12-23; Revised: 2020-05-02

基金项目: 国家自然科学基金 (52001281, U1804254); 河南省科技攻关项目 (192102210012)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China (52001281, U1804254), Scientific and Technological Projects of Henan Province (192102210012)

作者简介: 秦盛伟 (1990—), 男, 博士, 讲师, 主要从事先进高强钢以及热处理研究。邮箱: qinzw@zzu.edu.cn

Biography: QIN Sheng-wei (1990—), Male, Doctor, Lecturer, Research focus: advanced high-strength steel and heat treatment. E-mail: qinzw@zzu.edu.cn

引文格式: 秦盛伟, 张棒, 赵辉辉, 等. 18CrNiMo7-6 渗碳钢相变塑性系数对残余应力的影响[J]. 表面技术, 2020, 49(12): 138-143.

QIN Sheng-wei, ZHANG Bang, ZHAO Hui-hui, et al. Effect of Transformation Plasticity Coefficient on Residual Stress of 18CrNiMo7-6 Carburizing Steel[J]. Surface technology, 2020, 49(12): 138-143.

different stress levels were performed to determine the transformation plasticity coefficient K of the samples with different carbon contents. The K values were put into DEFORM-HT for residual stress simulation. Meanwhile, a carburizing and quenching test was performed on a $\phi 16.72$ mm cylindrical sample to verify the accuracy of simulating residual stress. The value of the martensitic transformation kinetic parameters α did not change obviously with the carbon content, and a method was provided for calculating the K value of the incomplete expansion curve of the high carbon content sample based on α . The transformation plasticity coefficients of the samples with different carbon contents were $7.16 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$, $5.45 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$, $5.53 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ and $6.01 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$, respectively. Residual stress simulations were carried out with $K=0 \text{ MPa}^{-1}$, $K=7.16 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$, and the K values related to the carbon content measured by experiments. The simulation results of the transformation plasticity coefficients measured by experiments were consistent with the measured residual stresses, and the residual compressive stress increased from the surface to the core firstly and then decreased. There is a carbon gradient in the surface layer of carburized and quenched samples, and the leading mechanisms affecting the transformation plasticity coefficient are different under different carbon contents, which causes the transformation plasticity coefficient to firstly decrease and then increase with the increase of carbon content, and has a significant influence on the residual stress distribution of 18CrNiMo7-6 steel after carburizing and quenching.

KEY WORDS: carburizing; quenching; carbon gradient; transformation plasticity coefficient; DEFORM-HT; residual stress

渗碳淬火作为表面强化技术中应用较广泛的加工工艺^[1]，能够有效增强机械构件表面强度，提高机械构件寿命^[2]。渗碳淬火过程中，由于组织转变、碳梯度下的热膨胀系数不同、相变塑性等会引入复杂的内应力^[3-4]，其中相变塑性的计算和其对残余应力的影响较为复杂。在进行热处理时观察试样内部应力的变化是不太现实的，用于热处理的有限元软件（HEARTS、DEFORM-HT^[5]、COSMAP、NSHT、Thermal Prophet 等）的出现，为研究热处理过程中应力变化及热处理完成后的残余应力提供了方便^[6]。

相变塑性为材料在相变过程中受到低于屈服应力的外加应力时发生的塑性变形，是影响残余应力分布的一个重要因素。Greenwood and Johnson^[7]、Leblond^[8-9]、Desalos 等人^[10]分别提出了自己的相变塑性计算模型，其中 Desalos 模型在有限元软件中应用较广，其推出了较为通用的形式式(1)，这也是 DEFORM-HT 采用的形式。

$$\varepsilon^p = K \sigma \xi (2 - \xi) \tag{1}$$

式中： ε^p 为相变塑性， K 为相变塑性系数， σ 为外加应力， ξ 为子相体积分数。

相变塑性系数 K 是表征材料某种相变的相变塑性特征参数，其值对残余应力的仿真结果影响显著^[11-12]。关于 K 值的确定，前人做了大量的工作，由于试验误差不好控制，不同学者所测得的结果各不相同，但总体而言， K 值的范围大多数是在 $5 \times 10^{-5} \sim 10 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ 之间。陈睿恺^[13]使用 Gleeble3500 测量了 30Cr2Ni4MoV 的贝氏体和马氏体的相变塑性，结果表明，拉压载荷及外加应力大小（20~80 MPa 范围）对相变塑性系数的影响较小，贝氏体和马氏体的相变塑性系数 K 值分别为 $8.9488 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ 和 $8.771 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ 。Liu 等^[14]对 26Cr2Ni4MoV 的相变塑性测量结果表明，相变塑性系数 K 先随应力的增加逐渐增大，然后保持不变，

但学者普遍认为外加应力大小对相变塑性系数的影响可忽略不计。渗碳钢表层存在碳梯度，不同距表面距离处的材料的碳含量不同，相变塑性系数也将受到影响，然而目前关于碳含量对相变塑性系数影响的研究很少。本文将针对碳含量对相变塑性系数的影响及相变塑性系数对 18CrNiMo7-6 钢渗碳淬火后残余应力的影响进行研究，且对于高碳含量试样，本研究提供了一种处理不完整膨胀曲线并计算 K 值的方法。

1 试验材料与方法

1.1 试样准备

试验材料为广东省韶关中机重工有限公司提供的 18CrNiMo7-6 锻件，其化学成分如表 1 所示。不同碳含量的膨胀试验样品采用固体渗碳和真空扩散来制备，将 4 批试样放入装有 100 g 不含催渗剂的纯木炭粉末的陶瓷坩埚中，在 925 ℃ 下分别保温 0、0.5、3、6 h，渗碳后样品中的碳含量分布不均，需在 1050 ℃ 真空炉中保温 6 h 使碳原子分布均匀（利用 NJFY-CS100A 碳硫分析仪精确测定试样表层及心部的含碳量），最后将样品在 910 ℃ 保温 30 min 后进行液氮淬火，制备得到四种碳含量（质量分数分别为 0.21%、0.49%、0.65%、0.87%）的全渗透匀质试样，且组织为全马氏体。用于残余应力验证的试样（ $\phi 16.72 \times 130 \text{ mm}$ ）所经过的气体渗碳、淬火热处理工艺如表 2 所示。

表 1 18CrNiMo7-6 钢的化学成分

Tab.1 Chemical composition of 18CrNiMo7-6 steel

wt/%								
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Fe
0.21	0.34	0.72	0.004	0.01	1.58	1.4	0.26	Bal.

表 2 渗碳淬火工艺
Tab.2 Carburizing and quenching process

Stage	Time/min	Temperature/°C	Carbon atmosphere/%C
1	60	850	0.6
2	5	920	1.15
3	350	920	1.15
4	5	900	0.95
5	180	900	0.95
6	5	840	0.8
7	40	840	0.8
8	30	100	0

1.2 膨胀试验

相变塑性系数是通过不同应力下的膨胀试验计算得到。将制备得到的不同碳含量的试样在 DIL805A/D/T 相变膨胀仪上进行试验, 试验方案如图 1 所示, 将样品以 10 °C/s 升温至 1000 °C 并保温 10 min, 然后将碳含量为 0.21%、0.49%、0.65%、0.87% 的试样, 以 25 °C/s 的速率, 分别冷却至 500、450、300、200 °C, 保温 10 s 后, 在样品两端加载载荷 (0、40、60、80 MPa), 并保持温度不变, 加载的应变速率为 0.0014 s⁻¹。然后以 25 °C/s 速率继续冷却试样, 同时保持载荷, 直至冷却至室温。

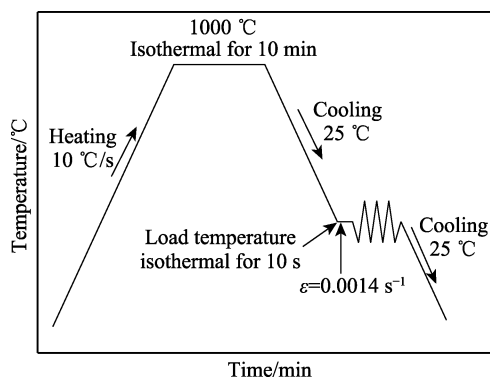


图 1 膨胀试验示意图

Fig.1 Schematic diagram of expansion experiment

1.3 残余应力的测量

残余应力采用 PROTO 公司生产的 iXRD 高速残余应力分析仪进行测量, 执行标准为 EN15305—2008^[15]。采用饱和食盐水作为电化学腐蚀液对试样进行局部剥层处理, 以测量随深度分布的残余应力值。选取试样中间段进行测量, 每层取 1~3 个点测量。

2 试验与仿真结果分析

2.1 马氏体相变动力学参数

18CrNiMo7-6 钢在淬火过程中, 奥氏体相变生成

马氏体, 因此本研究将关注马氏体相变。马氏体相变为无扩散性相变, 可用 Koistinen 和 Marburger^[16]提出的方程计算马氏体相变量, 即 K-M 方程式(2)。

$$\xi = 1 - \exp[-\alpha(M_s - T)] \quad (2)$$

其中, ξ 为马氏体体积分数; M_s 为马氏体转变开始温度; α 为比例系数, 表示马氏体相变速率, 许多文献中直接取为 0.011^[17], 本研究将通过试验数据计算出在 18CrNiMo7-6 钢中的 α 值。

本文以 0.21% 样品为例, 说明 M_s 以及 α 的计算过程, 如图 2 所示。图 2 中黑色实线为样品淬火过程膨胀曲线。其中马氏体转变开始温度 M_s 采用双切线法^[13]来确定, 相比于单切线法, 其误差波动更小。不同碳含量下试样的 M_s 如表 3 所示, 很明显随着碳含量的增加, M_s 不断降低。图 2 中红色曲线为马氏体体积分数随温度变化的曲线, 其求解过程为: 分别线性拟合马氏体转变开始前和马氏体转变完成后的膨胀曲线得到黑色虚线 L_A 、 L_M 方程, 取膨胀曲线中任一点 B, 求出 L_M 、 L_A 方程在该温度对应点 C、A 的纵坐标, 然后利用杠杆定理式(3)即可求出该温度处马氏体转变量。将 M_s 值代入 K-M 公式, 并拟合图 2 中红色曲线即可得到 K-M 公式中唯一的未知量 α 。0.21%、0.49%、0.65% 试样的 α 值分别为 0.0195、0.0203、0.0207, 如表 3 所示。 α 值明显高于其他学者的建议取值 0.011, 这可能是不同材料的化学成分差异造成的。由于 0.87% 试样的 M_f 温度低于膨胀仪冷却温度下限, 马氏体转变没有完全完成, 不能直接求出 α 值, 且 α 随碳含量变化不大, 可将 0.87% 试样的 α 值取为前三种 α 值的平均值, 同时 α 值为下文中心处理不完整相变膨胀曲线提供依据。

$$\xi = AB/AC \quad (3)$$

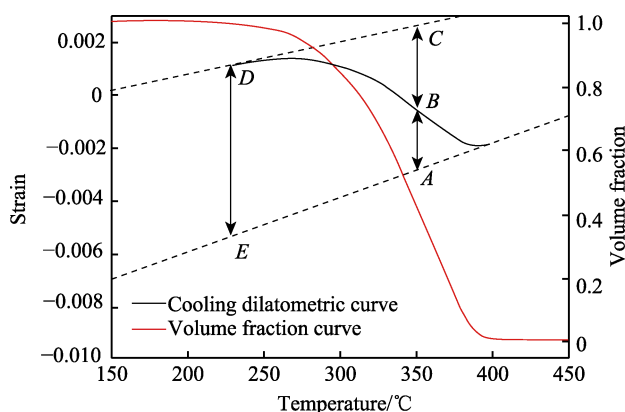


图 2 杠杆定理求解马氏体转变量示意图

Fig.2 Schematic diagram of lever theorem for martensite transformation

表 3 不同碳含量下 M_s 和 α 的值

Tab.3 M_s and α values of different carbon content samples

Parameters	0.21% C	0.49% C	0.65% C	0.87% C
$M_s/^\circ\text{C}$	387	221	191	102
α	0.0195	0.0203	0.0207	0.0202

2.2 不完整膨胀曲线的处理

0.87% 试样的膨胀曲线是不完整的, 这对计算其 K 值带来了困难。 K - M 公式和杠杆定理在描述马氏体体积分数随温度变化趋势上具有良好的一致性。基于此, 本研究给出一种以马氏体体积分数为中介, 结合 K - M 公式和杠杆定理来处理不完整膨胀曲线, 最终得到计算相变塑性系数所必须的拟合直线 L_M 的方法。图 3 为 0.87% 试样的马氏体转变过程的膨胀曲线。首先作马氏体转变完成后的全部马氏体热膨胀曲线的拟合直线 L_M 式(4):

$$L_M = y_0 + \alpha_M * T \quad (4)$$

其中, 斜率 α_M 为马氏体热膨胀系数, 可由线性拟合马氏体加热阶段的膨胀曲线得到; T 为温度, 是自变量; y_0 是未知数, 决定直线 L_M 在图中的上下位置。其中 y_0 的求法为: 在马氏体转变的膨胀曲线上任取一温度点 B , 其横纵坐标值可由试验数据得到, 根据 K - M 公式可以求出 B 点的马氏体体积分数 ξ , A 点纵坐标可根据 L_A 的方程计算得到, 逆推杠杆定理(3)即可以求出 C 点纵坐标值进而解出直线 L_M 方程中的 y_0 值, 从而明确直线 L_M 的解析式, 并可进行相变塑性系数的计算。

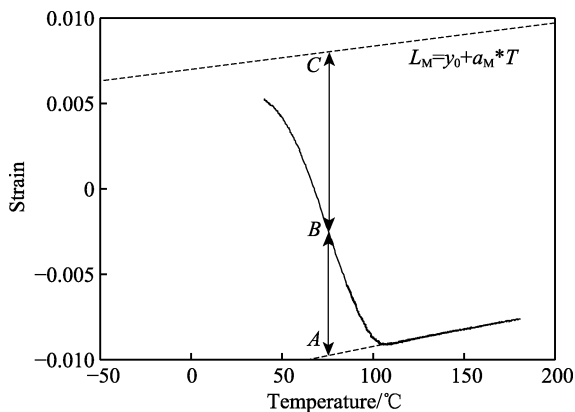


图 3 高碳样品膨胀曲线处理方法示意图

Fig.3 Schematic diagram of processing high carbon sample expansion curve

2.3 相变塑性 ε^p 及相变塑性系数 K

相变塑性是伴随着相变的过程而产生的, 在马氏体相变转变完成后, 相变塑性不再发生变化, 因此取 M_f 以下的温度点进行相变塑性计算。有无应力下的相变过程产生的径向总应变变量 β 求法相同^[10], 为:

$$\beta = L_{M(T)} - L_{A(T)} \quad (5)$$

式中: $L_{M(T)}$ 和 $L_{A(T)}$ 为使用 2.1 节和 2.2 节所述方法拟合得到的直线方程 L_M 和 L_A 在低于 M_f 的某一温度 T 下的值, 如图 2 中 DE 段。

相变塑性只在受到外部应力载荷的情况下产生, 因此在零应力作用下的相变过程中, 径向总应变变量 β_0 可分为两部分^[18]:

$$\beta_0 = \beta^{th} + \beta^{tr} \quad (6)$$

式中: β^{th} 为温度改变引起的径向热膨胀应变变量, β^{tr} 为组织转变引起的径向组织膨胀应变变量。

在有应力作用下的相变过程中, 径向总应变变量 β_z 为^[18]:

$$\beta_z = \beta^{th} + \beta^{tr} + \beta^{ep} + \beta^e + \beta^p \quad (7)$$

式中: β^{ep} 为应力作用下的径向相变塑性应变; β^e 为该应力下的径向弹性应变变量; β^p 为该应力作用下的径向塑性应变变量(本试验中施加的应力水平小于材料组织中弱相的屈服强度, 故 $\beta^p=0$)。

径向弹性应变变量 β^e 由外加应力决定, 由胡克定律知:

$$\beta^e = -\mu\sigma/E = -0.3\sigma/E \quad (8)$$

式中: μ 为泊松比; σ 为外加应力; E 为弹性模量。

根据式(6)~(8)得径向相变塑性 β^{ep} ^[18]为:

$$\beta^{ep} = \beta_z - \beta_0 - \beta^e \quad (9)$$

由于通常使用的相变塑性为轴向相变塑性, 根据塑性流动法则知, 轴向相变塑性 ε^p 为:

$$\varepsilon^p = -2\beta^{ep} = -2(\beta_z - \beta_0 - \beta^e) \quad (10)$$

由式(1)可得:

$$K = \varepsilon^p / [\sigma \xi (2 - \xi)] \quad (11)$$

式中: ξ 为马氏体体积分数。当相变结束生成完全马氏体时, $\xi=1$, 则相变塑性系数 K :

$$K = \varepsilon^p / \sigma = -2(\beta_z - \beta_0 - \beta^e) / \sigma \quad (12)$$

根据公式(5)、(8)、(12), 计算四种碳含量试样在不同应力水平下的相变塑性系数, 由于施加应力的方向和大小不会改变相变塑性系数的取值^[19-20], 因此将同一碳含量试样在不同应力水平下的相变塑性系数取平均值作为最终结果。不同碳含量试样的相变塑性系数值如图 4 所示。

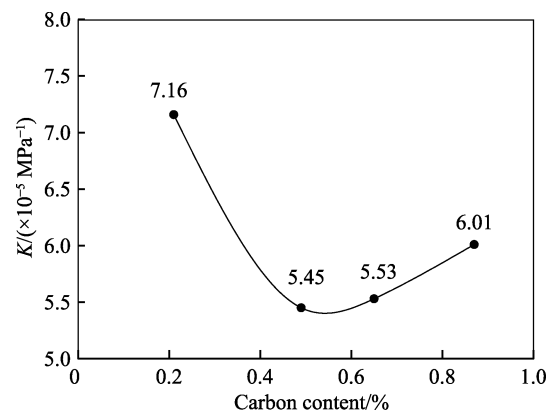


图 4 不同碳含量的相变塑性系数 K

Fig.4 Transformation plasticity coefficient K of different carbon content samples

由图 4 可知, 在同一种材料中, 由于碳含量的不同, 相变塑性系数也会变化, 且 K 值均处于 $5 \times 10^{-5} \sim 10 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ 区间内。基体相变塑性系数最大为 $7.16 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$, 随着碳含量升高至 0.49%, 相变塑性系数变为 $5.45 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$, 而后随着碳含量的升高而增大。目前对于相变塑性有 Greenwood and Johnson

机制和 Magee 机制两种经典的解释机制^[21]。本研究中 K 值随着碳含量的增加先下降后升高,说明在不同的碳含量范围内,其主导机制是不同的。碳含量在 0.5% 以下, Greenwood and Johnson 机制占主导地位,由于母相子相的致密度不同,马氏体相变过程中引起的体积变化导致相变区附近属于弱相的奥氏体发生塑性变形,奥氏体的屈服强度会随着碳含量的升高而升高,而屈服强度升高快于体积变化时,引起 K 值随着碳含量的升高而减小。碳含量在 0.5%~0.87% 时, Magee 机制占主导地位,在高碳含量下主要生成片状马氏体,片状马氏体在无应力情况下方向随机分布,产生的切应力也相互抵消;在有应力时,片状马氏体会优先取向,产生的微观塑性变形叠加成宏观的塑性变形并形成相变塑性,随着碳含量升高,片状马氏体数量增加,从而导致 K 值增加。

2.4 残余应力的试验与仿真分析

为验证相变塑性系数对材料渗碳淬火后残余应力分布的影响,本研究将计算得到的不同碳含量下的相变塑性系数输入 DEFORM-HT 软件,对 18CrNiMo7-6 渗碳淬火残余应力进行仿真,并与试验测量值进行对比。由于试样长度和直径比大于 6,可以认为圆柱试样两端边界对心部无影响。因此,取圆柱试样中心极小段建立渗碳样品的二维轴对称有限元模型,如图 5 所示,对称轴为 AB ,采用四边形划分网格,设置网格尺寸比为 1,共划分 7011 个单元格和 7224 个节点。在 CD 边上定义碳原子传递和热交换的第三类边界条件,其中渗碳和扩散阶段的换热系数为 $0.05 \text{ N/(s} \cdot \text{mm} \cdot ^\circ\text{C)}$,淬火阶段的换热系数引自文献[17],物质传递系数采用王顺兴^[22]提出的与温度相关的函数,炉内温度和碳势变化见表 2。 AC 边和 BD 边的上下方向速度设置为 0, AB 边的左右方向速度为 0,即在热处理模拟过程中只考虑径向膨胀和收缩。模拟过程中所涉及的其他参数均来自文献[17]、Jmatpro 计算及试验测量值。

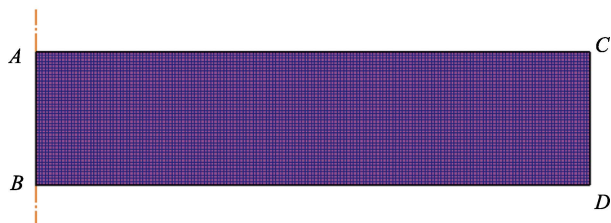


图 5 有限元模型
Fig.5 Finite element model

图 6 中散点是 18CrNiMo7-6 渗碳淬火后试样表层残余应力试验测量结果,可以看出,在渗碳淬火热处理后,试样表层出现了残余压应力,残余压应力由表面到心部呈现先增大后减小的对号形状,心部保持残余拉应力,表面残余压应力达到 -170 MPa ,最大残余压应力出现在距表层 0.84 mm 处的亚表面且其值达到 -333.25 MPa ,残余压应力层厚度达到 1.73 mm ,

残余压应力的形成对试样寿命影响显著^[23]。表层残余压应力最大值出现在亚表面的主要原因是:表面高碳含量导致表层材料的 M_s 远低于心部材料的 M_s ,淬火时由心部向表面逐渐形成马氏体,马氏体组织膨胀导致残余压应力由心部到表面逐渐增加,但是表层高碳含量梯度导致 M_f 急速下降,生成残余奥氏体,残余压应力呈减小趋势^[24]。

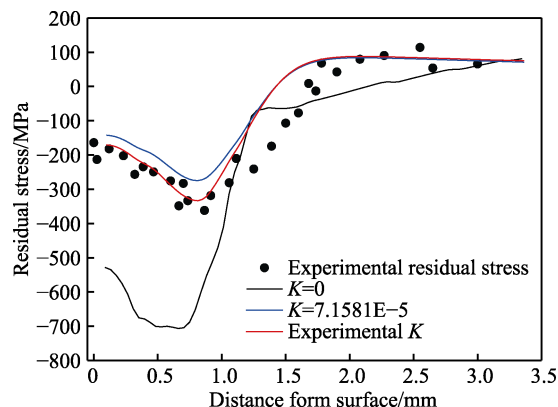


图 6 仿真与试验残余应力对比
Fig.6 Comparison of the measured and calculated residual stress values

为研究相变塑性系数对残余应力的影响,模拟时分别采用三种 K 值,即 $K=0 \text{ MPa}^{-1}$ (不考虑相变塑性)、 $K=7.16 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ (取为基体值)及试验测得不同碳含量下的 K 值,仿真结果如图 6 黑色、蓝色及红色曲线。可以明显看出,利用试验测得的不同碳含量下的相变塑性系数进行仿真的残余应力结果与试验测量值最符合; $K=0 \text{ MPa}^{-1}$ 时的仿真结果与实测值相差最大,残余压应力显著增大;而 K 取为基体值时,残余应力模拟值与实测值较为接近,特别是距表面 1.33 mm 至心部的部分,但表层至 1.33 mm 的残余应力值仍略高于实测值。由于相变塑性对残余应力有松弛效应^[25],忽视相变塑性 ($K=0 \text{ MPa}^{-1}$,即黑线)会导致残余压应力明显升高。同时,在模拟时蓝线前半部分 ($0 \sim 1.33 \text{ mm}$) 的 K 值高于红线,这也是蓝线前半部分残余压应力低于红线的原因。由此可见,相变塑性系数 K 会受到碳含量的变化而变化,且其对残余应力分布影响较大。

3 结论

1) 相变动力学参数受碳含量的影响不大, 18CrNiMo7-6 钢的 α 值为 0.0202,高于其他学者建议的取值 0.011,这是由于化学成分的差异造成的。

2) 针对高碳试样的膨胀曲线不完整现象,本研究提供了求解其相变塑性系数的方法。

3) 随碳含量的升高,相变塑性系数 K 先降低后上升,这是由于在不同碳含量范围内,相变塑性的主导机制不同,在碳含量低于 0.5% 时, Greenwood and Johnson 机制占主导地位, K 值随着碳含量的增加而

减小; 碳含量为 0.5%~0.87%时, Magee 机制占主导地位, K 值随着碳含量的升高而上升。

4) 在使用 DEFORM-HT 仿真时, 相变塑性系数对残余应力的仿真结果影响显著, 使用不同碳含量下测得的 K 值进行仿真的残余应力结果与实测值吻合度最高。

参考文献:

- [1] 李锋, 王新宇, 李世键, 等. 18Cr2Ni4WA 钢衬套的精密气体渗碳淬火热处理[J]. 金属热处理, 2016, 41(4): 154-157.
LI Feng, WANG Xin-yu, LI Shi-jian, et al. Precise gas carburizing quenching process of 18Cr2Ni4WA steel bushes [J]. Heat treatment of metals, 2016, 41(4): 154-157.
- [2] LOGANATHAN T M, PURBOLAKSONO J, INAYAT-HUSSAIN J I, et al. Effects of carburization on expected fatigue life of alloys steel shafts[J]. Materials and design, 2011, 32(6): 3544-3547.
- [3] SAKAIDA Y, YAMASHITA S, MANZANKA M. Residual stress distribution in hardened case layer of Cr-Mo steel after carburizing and quenching[J]. Materials science forum, 2011, 681: 346-351.
- [4] SONG G S, LIU X H, WANG G D, et al. Numerical simulation on carburizing and quenching of gear ring[J]. Journal of iron and steel research(international), 2007, 14(6): 47-52.
- [5] 王鑫, 李宝奎, 顾敏. 基于热和相变应变模型的齿轮合金钢渗碳淬火畸变分析[J]. 表面技术, 2019, 48(3): 118-125.
WANG Xin, LI Bao-kui, GU Min. Carburizing-quenching distortion analysis on gear alloy steel based on thermal and phase transformation strain model[J]. Surface technology, 2019, 48(3): 118-125.
- [6] LIUY, QINS W, HAOQ G, et al. Finite element simulation and experimental verification of internal stress of quenched AISI 4140 cylinders[J]. Metallurgical and materials transactions A, 2017, 48(3): 1402-1413.
- [7] GREENWOOD G W, JOHNSON R H. The deformation of metals under small stresses during phase transformations[J]. Proceedings A, 1965, 283(1394): 403-422.
- [8] LEBLOND J B, DEVAUX J, DEVAUX J C. Mathematical modelling of transformation plasticity in steels I: Case of ideal-plastic phases[J]. International journal of plasticity, 1989, 5(6): 551-572.
- [9] LEBLOND J B. Mathematical modelling of transformation plasticity in steels II: Coupling with strain hardening phenomena[J]. International journal of plasticity, 1989, 5(6): 573-591.
- [10] 刘庄, 吴肇基, 吴景之, 等. 热处理过程的数值模拟[M]. 北京: 科学出版社, 1996.
LIU Zhuang, WU Zhao-ji, WU Jing-zhi, et al. Numerical simulation of heat treatment process[M]. Beijing: Science Press, 1996.
- [11] YANAGISAWA Y, KISHI Y, SASAKI K. Analysis of residual stresses during heat treatment of large forged shafts considering transformation plasticity and creep deformation[J]. Strength of materials, 2017, 49(2): 239-249.
- [12] YAO X, ZHU L, Li M V. A fully coupled material constitutive model for steel quench analysis[J]. International journal of microstructure and materials properties, 2010, 5(6): 501-523.
- [13] 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 Rui-kai. Study on heat treatment for low pressure rotors of 30Cr2Ni4MoV steel[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2012.
- [14] LIU C C, YAO K F, XU X J, et al. Models for transformation plasticity in loaded steels subjected to bainitic and martensitic transformation[J]. Materials science and technology, 2001, 17(8): 983-988.
- [15] EN15305-2008, Non-destructive testing-test method for residual stress analysis by X-ray diffraction[S].
- [16] KOISTINEN D P, MARBURGER R E. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels[J]. Acta metallurgica, 1959, 7(1): 59-60.
- [17] ZHANG Xing, TANG Jin-yuan, ZHANG Xue-rui. An optimized hardness model for carburizing-quenching of low carbon alloy steel[J]. Journal of Central South University, 2017, 24(1): 9-16.
- [18] LI Chuang, LI Meng-nie, LI Shao-hong, et al. Effect of stresses on martensite transformation kinetics and transformation plasticity of S34MnV steel[J]. Materials research express, 2019, 7(6): 1-9.
- [19] CORET M, CALLOCH S, COMBESURE A. Experimental study of the phase transformation plasticity of 16MND5 low carbon steel under multiaxial loading[J]. International journal of plasticity, 2002, 18(12): 1707-1727.
- [20] CORET M, CALLOCH S, COMBESURE A. Experimental study of the phase transformation plasticity of 16MND5 low carbon steel induced by proportional and nonproportional biaxial loading paths[J]. European journal of mechanics, 2004, 23(5): 823-842.
- [21] TALEB L, CAVALLO N, WAECKEL F. Experimental analysis of transformation plasticity[J]. International journal of plasticity, 2001, 17(1): 1-20.
- [22] 王顺兴, 刘勇, 魏世忠. 气体渗碳数学模型及物理参数的计算[J]. 材料热处理学报, 2002, 23(1): 36-39.
WANG Shun-xing, LIU Yong, WEI Shi-zhong. The model for gas carburizing and calculating of physic parameters[J]. Transactions of materials and heat treatment, 2002, 23(1): 36-39.
- [23] 李国禄, 李少凡, 董丽虹, 等. 表面强化后梯度结构与残余应力对疲劳寿命的影响[J]. 表面技术, 2019, 48(9): 1-10.
LI Guo-lu, LI Shao-fan, DONG Li-hong, et al. Influence of gradient structure and residual stress on fatigue life after surface hardening[J]. Surface technology, 2019, 48(9): 1-10.
- [24] 陈德华, 滕鲁湘, 李光瑾, 等. 渗碳淬硬层残余应力的分布特征[J]. 热处理, 2011, 26(2): 65-71.
CHEN De-hua, TENG Lu-xiang, LI Guang-jin, et al. Distribution characteristics of residual stress in carburized and hardened case[J]. Heat treatment, 2011, 26(2): 65-71.
- [25] HU Z X, ZHAO J P. Effects of martensitic transformation on residual stress of P91 welded joint[J]. Materials research express, 2018, 5(9): 1-11.