

18CrNiMo7-6合金钢表面变质层动态本构模型的分层反演方法

徐广涛^{1,2,3} 李功^{1,2,3} 常晓安^{1,2,3} 韩光照^{1,2,3} 赵明皞^{1,2,3}

(1. 郑州大学机械与动力工程学院, 郑州 450001)

(2. 抗疲劳制造产业技术研究院, 郑州 450016)

(3. 河南省抗疲劳制造技术工程研究中心, 郑州 450001)

摘要: 针对 18CrNiMo7-6 合金钢表面变质层的静、动态力学行为表征问题, 提出表面变质层 (Surface-Modified Layer, SML) Johnson-Cook (J-C) 本构模型分层反演方法。将 SML 进行分层处理, 开展了含有不同表面变质层厚度的圆柱试样动态压缩试验; 通过递进式参数反演, 分别确定了 SML 各层深处的应变率敏感系数 C ; 结合 SML 各层深处不同温度准静态薄板拉伸试验, 确定了其对应的屈服强度 A 、应变硬化系数 B 、应变硬化指数 n 及热软化指数 m 。试验结果表明, 18CrNiMo7-6 合金钢 SML 呈明显的应变硬化、应变率强化及温度软化效应。此外, 建立了 J-C 本构模型参数与无量纲深度 h/h_0 (到 SML 表面的距离/ SML 有效深度) 的关联模型, 为后续的复合强化仿真提供支撑。

关键词: 表面变质层; Johnson-Cook 本构模型; 渗碳; 18CrNiMo7-6 合金钢

中图分类号: TG115.5 **DOI:** 10.16579/j.issn.1001.9669.2025.09.004

0 引言

18CrNiMo7-6 合金钢具有优良的加工性能和抗疲劳性能, 常用于传动轴、齿轮和其他关键部件制造。渗碳热处理后的 18CrNiMo7-6 合金钢在表层产生具有梯度微观结构和硬度的表面变质层 (Surface-Modified Layer, SML), 可实现整体材料强度与韧性两者兼顾^[1-2]。表面变质层对提高材料的抗疲劳性能具有至关重要的作用^[3], 精确表征表面变质层的静、动态力学性能是在宏观力学层面揭示其抗疲劳机制的基础。

本构模型是构建材料本征特性与宏观变形响应的核心。学者提出不同的经验本构模型, 如 Johnson-Cook (J-C)^[4] 本构模型、Steinberg-Cochran-Guinan (SCG)^[5] 本构模型和 Zerilli-Armstrong (Z-A) 本构模型^[6]。其中, J-C 本构模型形式简单, 能够同时反映塑性应变、应变率和温度的影响, 且参数易于解耦和确定, 广泛应用于描述金属材料在高速率和高温下的动态力学行为。

近年来, 学者针对基体材料 J-C 本构模型的构建与修正展开了系统性探索。ZHAO 等^[7] 获得了 EA4T 的 J-C 本构模型和 J-C 损伤模型。ZOU 等^[8]、祝效华

等^[9] 聚焦于求解方法, 分别基于简化的三维车削有限元模型与自适应粒子群权重法, 获得了 304 不锈钢和 J55 材料的 J-C 本构模型参数。王亮等^[10] 获得了考虑应变、应变率和温度耦合效应的修正 J-C 本构模型。目前, 针对强化处理后表面变质层的本构模型的研究仍存在局限。徐广涛等^[11] 获得了 18CrNiMo7-6 合金钢 SML 的准静态本构参数。在此基础上, ZHANG 等^[12] 对 18CrNiMo7-6 合金钢 SML 的应变率强化参数和热软化参数进行补充试验研究, 然而并未结合 SML 梯度特性建立参数与深度的连续关联模型。

本研究对 18CrNiMo7-6 合金钢渗碳形成的 SML 进行分层处理, 通过直接剥离 SML 和逐层减薄相结合的方法对其进行制样, 开展准静态拉伸试验和动态压缩试验, 确定了不同深度处的 J-C 本构模型参数。最后, 建立了各参数沿渗碳方向的连续变化函数。

1 分层反演方法

本研究采用 J-C 本构模型描述 18CrNiMo7-6 合金钢 SML 的弹塑性变形行为, 即

$$\sigma = (A + B\varepsilon_p^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*) [1 - (T^*)^m] \quad (1)$$

式中, σ 、 ε_p 分别为等效应力、等效塑性应变; A 、 B 、 n 分别为屈服强度、应变硬化系数、应变硬化指数; C 为应

收稿日期: 2025-04-27

基金项目: 国家自然科学基金重点项目 (12432004)

作者简介: 徐广涛, 男, 1983 年生, 河南漯河人, 博士, 教授; 主要研究方向为抗疲劳制造研究; E-mail: xgtzou@zzu.edu.cn。

赵明皞 (通信作者), 男, 1963 年生, 河南巩义人, 博士, 教授; 主要研究方向为关键零部件的疲劳、断裂及可靠性; E-mail: memhzhao@zzu.edu.cn。

引用格式: 徐广涛, 李功, 常晓安, 等. 18CrNiMo7-6 合金钢表面变质层动态本构模型的分层反演方法 [J]. 机械强度, 2025, 47(9): 54-61.

XU Guangtao, LI Gong, CHANG Xiao'an, et al. Layered inversion method for dynamic constitutive model of the 18CrNiMo7-6 alloy steel surface-modified layer [J]. Journal of Mechanical Strength, 2025, 47(9): 54-61.

变率敏感系数; $\dot{\varepsilon}^*$ 为无量纲应变率, 且 $\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$, 其中, $\dot{\varepsilon}$ 为试验应变率; $\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率; m 为热软化指数; 无量纲温度 $T^* = (T - T_r)/T_m - T$, 其中, T 为试验温度; T_r 为参考温度; T_m 为材料熔化温度。

对于力学性能呈梯度变化的 SML, 假设将其分成 k 层, 每层厚度相等, 且每层都是均匀的。对制成的薄板拉伸试样 (k) 开展室温、高温拉伸试验, 确定准静态参数和热软化参数, 对包含不同 SML 厚度的圆柱形试样 (K) 开展动态压缩试验, 确定应变率敏感系数。试样 SML 的分层示意图如图 1 所示。

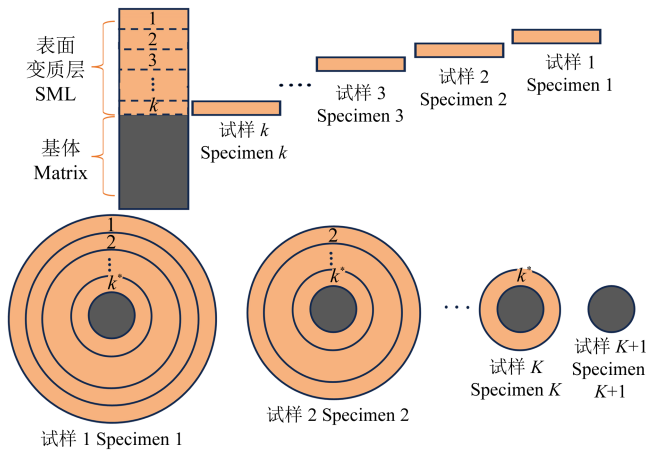


图 1 试样 SML 的分层示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the delamination of SMLs of the specimen

基于上述分层方法, 分别在室温和高温下对薄板试样进行准静态拉伸试验, 得到不同温度下 SML 各层深处的应力-应变曲线。在室温和参考应变率下, 表面变质层第 k 层试样的 J-C 本构模型为

$$\sigma_k = A_k + B_k \varepsilon_p^{n_k} \quad (2)$$

式中, σ_k 、 A_k 、 B_k 和 n_k 分别为第 k 层试样的等效应力、屈服强度、应变硬化系数、应变硬化指数。

通过分析 SML 各层深处室温准静态拉伸试验的数据, 确定 SML 各层深处 J-C 本构模型的准静态参数 A_k 、 B_k 和 n_k 。

动态压缩试验在室温下进行, 忽略温度项的影响。含有不同 SML 厚度试样的 J-C 动态本构模型为

$$\sigma_K = (A_K + B_K \varepsilon_p^{n_K}) (1 + C_K \ln \dot{\varepsilon}^*) \quad (3)$$

式中, σ_K 、 A_K 、 B_K 、 n_K 和 C_K 分别为试样 K 的等效应力、屈服强度、应变硬化系数、应变硬化指数和应变率敏感系数。

由于动态压缩试样为圆柱形, 包含不同厚度的 SML, 故无法直接求出各层深处的应变率敏感系数 C_K 。所以在冲击压缩过程中, 假设试样变化均匀, 试样 K 的受力分析如图 2 所示。

试样 K 的轴向压力等于试样 $K+1$ 的轴向压力与第

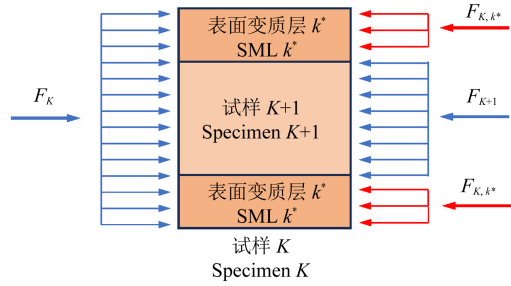


图 2 试样 K 的受力分析

Fig. 2 Force analysis of the specimen K

k^* 层 SML 的轴向压力之和, 即

$$F_K = F_{K+1} + F_{K,k^*} \quad (4)$$

式中, F_K 为试样 K 的轴向压力; F_{K+1} 为试样 $K+1$ 的轴向压力; F_{K,k^*} 为第 k^* 层 SML 的轴向压力。由试样的轴向压力、轴向平均应力与截面积的关系, 得

$$\sigma_K S_K = \sigma_{K+1} S_{K+1} + \sigma_{K,k^*} S_{K,k^*} \quad (5)$$

$$\sigma_{K,k^*} = \frac{S_K}{S_{K,k^*}} \sigma_K - \frac{S_{K+1}}{S_{K,k^*}} \sigma_{K+1} \quad (6)$$

式中, σ_{K,k^*} 和 σ_{K+1} 分别为试样 K 第 k^* 层 SML 和试样 $K+1$ 的轴向平均应力; S_{K,k^*} 、 S_K 和 S_{K+1} 分别为试样 K 第 k^* 层 SML、试样 K 和试样 $K+1$ 的横截面积。在式 (6) 中引入试样 K 的第 k^* 层静态参数 A_{K,k^*} 、 B_{K,k^*} 和 n_{K,k^*} , 且对应于得到的 A_{k^*} 、 B_{k^*} 和 n_{k^*} 。因此, 式 (6) 可改写为

$$\sigma_K S_K = \sigma_{K+1} S_{K+1} + (A_{k^*} + B_{k^*} \varepsilon_p^{n_{k^*}}) (1 + C_{k^*} \ln \dot{\varepsilon}^*) S_{K,k^*} \quad (7)$$

SML 各层深处的准静态参数已由室温准静态拉伸试验获得。根据得到的圆柱试样 K 和试样 $K+1$ 在塑性变形阶段的数据, 结合式 (5), 可得到 SML 各层深处的应变率敏感系数 C_{k^*} 。

不同温度下拉伸试样的 SML 力学性能发生变化, 为精确预测 18CrNiMo7-6 合金钢 SML 高温力学行为, 对 J-C 本构模型中的热软化指数 m 进行求解, 则式 (1) 化简为

$$\sigma_k = (A_k + B_k \varepsilon_p^{n_k}) [1 - (T^*)^{m_k}] \quad (8)$$

式中, m_k 为第 k 层试样的热软化指数。

选取 SML 各层深处的高温拉伸试验塑性变形阶段数据, 得到表面变质层各层深处的热软化指数 m_k 。

2 表面变质层静动态力学试验

2.1 试样制备

本文采用的 18CrNiMo7-6 合金钢渗碳热处理工艺流程如图 3 所示。

采用维氏硬度计沿渗碳方向, 对 SML 进行硬度梯度测定, 每隔 0.2 mm 记录一次硬度值。测量结果如图 4 所示, 表层硬度为 713 HV, 而芯部硬度稳定在 460 HV 左右。

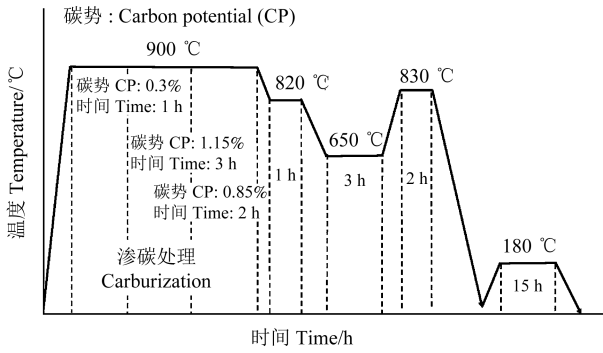


图3 热处理工艺流程

Fig. 3 Heat treatment process flow chart

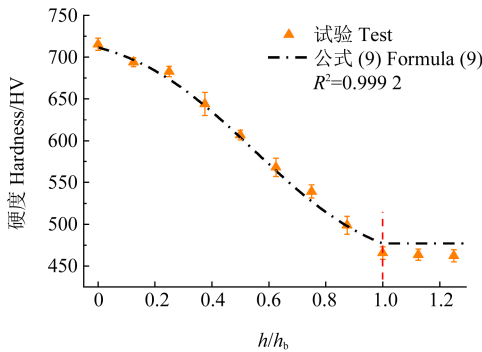


图4 表面变质层硬度图

Fig. 4 Hardness diagram of SMLs

碳含量分布具有互补误差函数(Erfc)分布的解析解^[13]。碳含量的分布影响硬度的分布,SML的硬度亦可以用该类型函数表示^[14],如式(9)所示。

$$H_V = \begin{cases} H_{V0} + H_{V1} \text{Erfc}(\alpha + \beta \frac{h}{h_b}), & 0 \leq h < h_b \\ H_{V\text{substrate}}, & h \geq h_b \end{cases} \quad (9)$$

式中, $H_{V0} = 451.40 \text{ HV}$; $H_{V1} = 137.70 \text{ HV}$; $\alpha = -1.26$; $\beta = 3.30$; $H_{V\text{substrate}} = 477.02 \text{ HV}$; h/h_b 为无量纲深度; h 为到变质层表面的距离; h_b 为表面变质层有效深度, $h_b = 1.6 \text{ mm}$ 。

对18CrNiMo7-6合金钢的表面变质层进行分层处理,在距表面0(SML₁)、0.4(SML₂)、0.8(SML₃)、1.2(SML₄) mm处,制备厚度为0.4 mm的准静态拉伸试样,试样尺寸如图5所示。

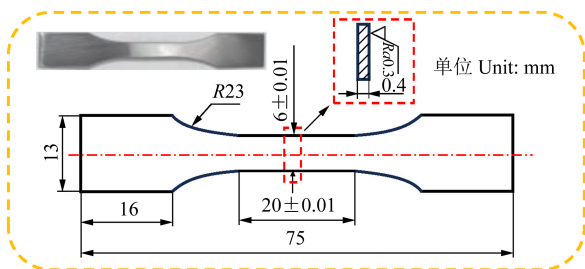


图5 薄板试样几何尺寸

Fig. 5 Geometric dimensions of the thin plate specimen

通过车削的方式对热处理后的圆棒进行逐层减薄,单边分别切除0、0.4、0.8、1.2、1.6 mm厚的表面变质层,得到含有不同表面变质层厚度的圆柱形试样($\phi 8.4$ 、 $\phi 7.6$ 、 $\phi 6.8$ 、 $\phi 6.0$ 、 $\phi 5.2 \text{ mm}$),压缩试样如图6所示。

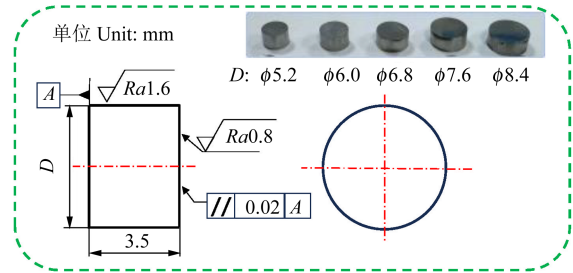


图6 包含不同表面变质层厚度的圆柱形试样几何尺寸

Fig. 6 Geometric dimensions of cylindrical specimens with different SMLs thicknesses

2.2 准静态拉伸和动态压缩试验

采用配有高温箱的MTS809.25型伺服液压系统进行不同温度拉伸试验。设备的位移传感器精度为 $\pm 0.5\%$ 。拉伸试验采用位移控制,拉伸速度设定为0.2 mm/min,试验温度为25、100、200、300 °C。为避免试样在试验过程中受热不均,达到所需试验温度后,继续保温20 min。

采用Hopkinson压杆装置(JS-SHT/PB-50-4500/3000)进行不同应变率下的动态压缩试验。装置中应变片灵敏度为2 mV/V,撞击杆的发射速度不小于5 m/s,且误差控制在2%以内。在试验中选择1 500 s⁻¹和2 500 s⁻¹这两个应变率进行研究。在相同条件下,重复拉伸与压缩试验各3次,以保证试验的有效性。

2.3 结果分析

表面变质层各层深处室温拉伸真应力-应变曲线如图7所示。由图7可知,18CrNiMo7-6合金钢渗碳热处理后沿着渗碳方向,屈服强度逐渐降低,韧性逐渐增大。

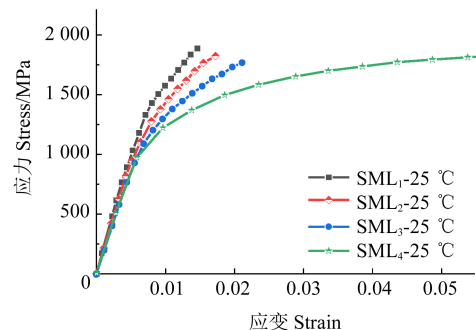


图7 室温准静态拉伸真应力-应变曲线

Fig. 7 Quasi-static tensile true stress-strain curves at room temperature

不同温度下拉伸真应力-应变曲线如图8所示。由图8可知,相同表面变质层深度的试样,随着温度的升高,表面变质层发生软化现象,屈服强度呈下降的趋势。

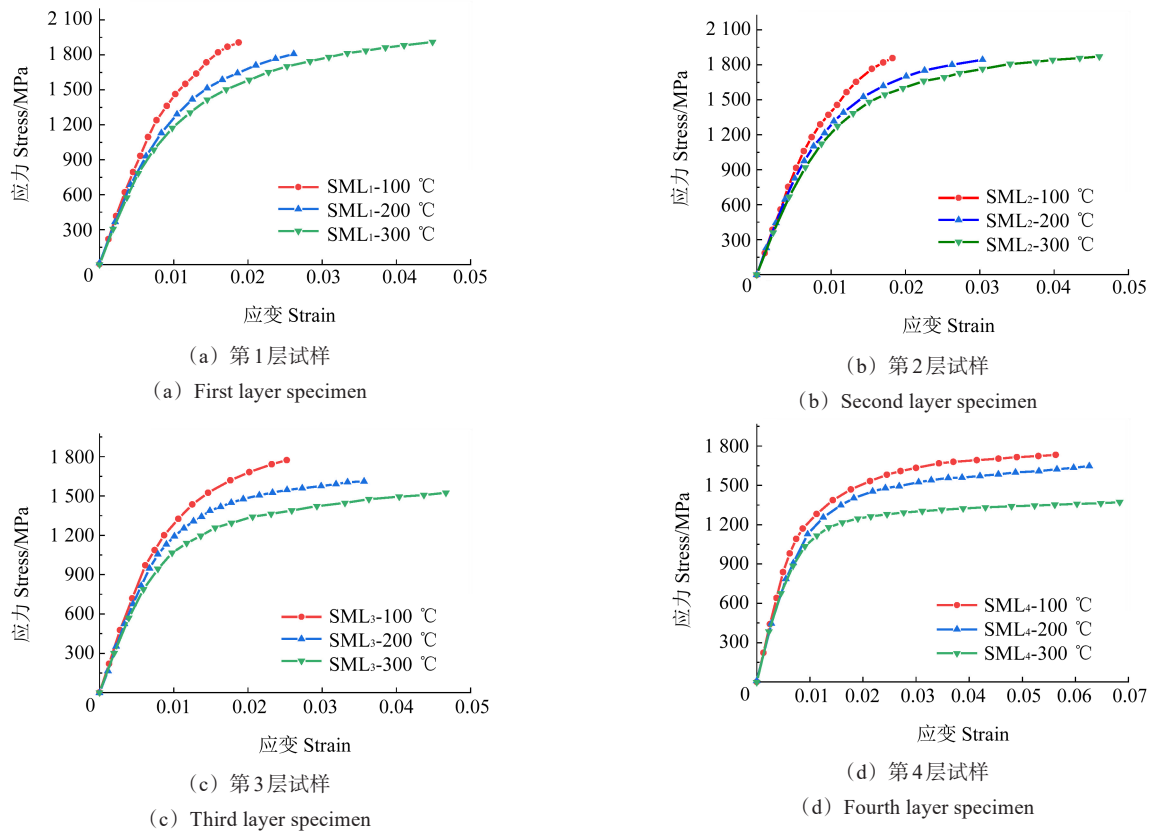


图 8 表面变质层不同深度处高温拉伸试验真应力-应变曲线

Fig. 8 True stress-strain curves of high-temperature tensile tests at different SMLs

含有不同表面变质层厚度的圆柱试样动态压缩试验结果如图 9 所示。当应变率升高时,在相同的应变水平下,表面变质层的真应力随之增加,展现出应

变率强化效应。同时,随着表面变质层厚度的增加,其屈服强度呈逐渐上升的趋势。表面变质层对 18CrNiMo7-6 合金钢的力学性能有着显著的影响。

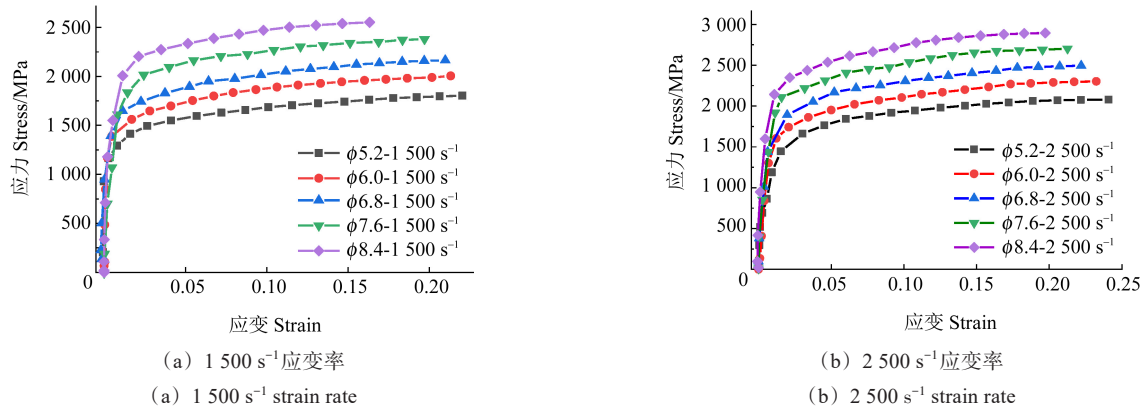


图 9 包含不同表面变质层厚度的动态压缩真应力-应变曲线

Fig. 9 True stress-strain curves of the dynamic compression with different SMLs thicknesses

2.4 断口形貌分析

利用蔡司聚焦离子束扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscope, SEM)拍摄不同温度下拉伸试样的断口形貌(图 10、图 11)。结果表明,渗碳热处理后的 18CrNiMo7-6 合金钢试样在不同温度水平下表现出不同的断裂特征。由图 10、图 11 可知,表层试样在室温下呈现脆性断裂,断口出现河流花样,并有撕裂边缘,与准解理断口形态相近;在 300 °C 时,断口表面

有许多小韧窝,呈韧性断裂特征。在室温条件下沿渗碳方向,试样断口形貌表现为从韧窝与撕裂棱的混合态逐步过渡为韧窝形核主导的断裂模式;至第 4 层试样时,断口出现大尺寸韧窝,且其周围伴随细小韧窝,最终呈典型的韧性断裂特征。

3 表面变质层 J-C 本征动态本构模型参数确定

选取表面变质层各层深处准静态拉伸塑性均匀

变化段的应力-应变数据,将式(2)转化为对数形式,即

$$\ln(\sigma_k - A_k) = \ln B_k + n_k \ln \varepsilon_{pk} \quad (10)$$

求其斜率和截距,获得的18CrNiMo7-6合金钢渗碳热处理后表面变质层各层深处准静态参数 A_k 、 B_k 和 n_k (无量纲值),如表1所示。

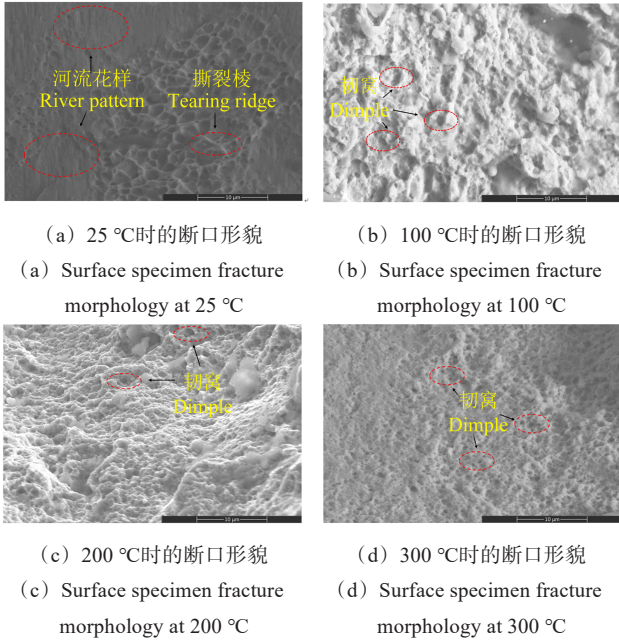


图10 不同温度下层试样断口形貌

Fig. 10 Fracture morphologies of surface layer specimens at different temperatures

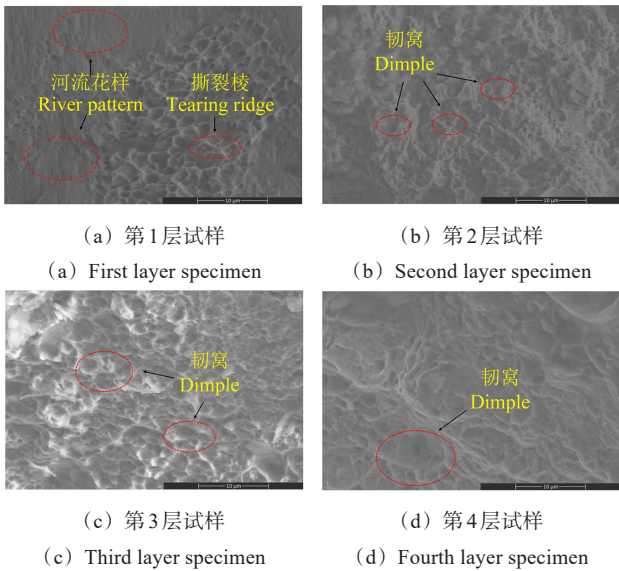


图11 25 °C下各层深处试样断口形貌

Fig. 11 Fracture morphologies of specimens at each layer at 25 °C

徐广涛等^[15]测定的渗碳前18CrNiMo7-6合金钢的屈服强度为337 MPa,变质层最表层的屈服强度相较于渗碳前的屈服强度提升约3.5倍。表面变质层各层深处的屈服强度如图12所示,沿渗碳方向呈降低趋势。屈服强度与碳含量具有一定的关系,故用Erfc函数对其进行表征,即

表1 屈服强度、应变硬化系数和应变硬化指数

Tab. 1 Yield strength, strain hardening coefficient and strain hardening index

层号 Number of layers	深度 Depth/mm	A_k /MPa	B_k /MPa	n_k
第1层 1st layer	0~<0.4	1 577.33	47 098.67	0.94
第2层 2nd layer	0.4~<0.8	1 456.52	32 859.63	0.89
第3层 3rd stlayer	0.8~<1.2	1 358.81	18 958.35	0.83
第4层 4th layer	1.2~1.6	1 287.49	4 315.64	0.62

$$A = \begin{cases} A_0^c + A_1^c \operatorname{Erfc}(\alpha_A + \beta_A \frac{h}{h_b}), & 0 \leq h < h_b \\ A_{\text{substrate}}, & h \geq h_b \end{cases} \quad (11)$$

式中, $A_0^c=1 187. 01$ MPa; $A_1^c=521. 60$ MPa; $\alpha_A=0. 11$; $\beta_A=0. 92$ 。根据硬度梯度的变化规律,当超过渗碳有效深度时,硬度不发生变化,其力学性能也不再发生改变。 $h/h_b \geq 1$ 时,屈服强度亦为定值。取 $h/h_b = 1$ 时对应的屈服强度,故 $A_{\text{substrate}}=1 262. 01$ MPa。

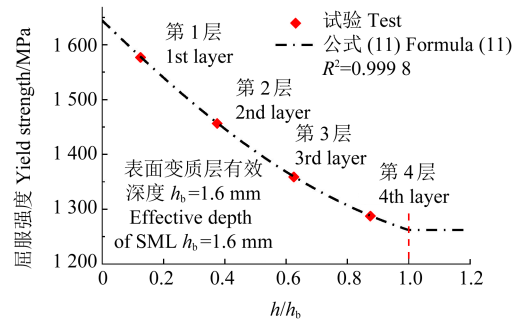


图12 表面变质层不同深度处的屈服强度

Fig. 12 Yield strength at different depths of SMLs

表面变质层各层深处的应变硬化系数如图13所示,应变硬化系数逐渐减小。应变硬化系数也是表面变质层的表征参数之一,同样可采用Erfc函数对其进行表征,即

$$B = \begin{cases} B_1^c \operatorname{Erfc}(\alpha_B + \beta_B \frac{h}{h_b}), & 0 \leq h < h_b \\ B_{\text{substrate}}, & h \geq h_b \end{cases} \quad (12)$$

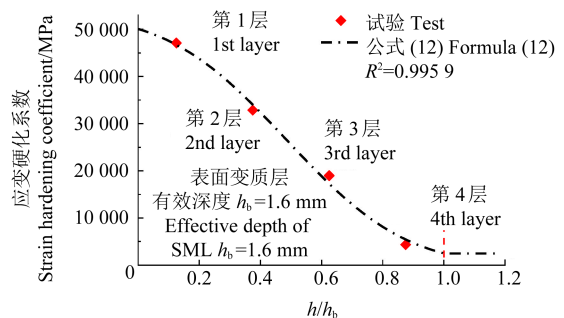


图13 表面变质层不同深度处的应变硬化系数

Fig. 13 Strain hardening coefficient at different depths of SMLs

式中, $B_1^c=26\ 560.01\ \text{MPa}$; $\alpha_B=-1.12$; $\beta_B=2.30$ 。取 $h/h_b=1$ 时对应的函数值作为渗碳热处理后 18CrNiMo7-6 合金钢芯部的应变硬化系数,故 $B_{\text{substrate}}=2\ 497.87\ \text{MPa}$ 。

表面变质层各层深处的应变硬化指数变化如图 14 所示。应变硬化指数逐渐降低,对其沿渗碳方向采用 Erfc 函数进行表征,即

$$n = \begin{cases} n_0^c + n_1^c \text{Erfc}(\alpha_n + \beta_n \frac{h}{h_b}), & 0 \leq h < h_b \\ n_{\text{substrate}}, & h \geq h_b \end{cases} \quad (13)$$

式中, $n_0^c=-6.90$; $n_1^c=3.92$; $\alpha_n=-2.27$; $\beta_n=1.19$ 。取 $h/h_b=1$ 时对应的函数值作为渗碳热处理后 18CrNiMo7-6 合金钢芯部的应变硬化指数,故 $n_{\text{substrate}}=0.58$ 。

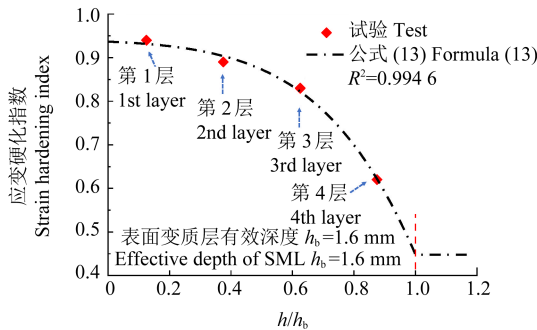


图 14 表面变质层不同深度处的应变硬化指数

Fig. 14 Strain hardening index at different depths of SMLs

表层试样 ($n=0.94$) 因较高的应变硬化能力及低延展性,显著限制了塑性变形,从而更易形成脆性断裂[图 11(a)];而随着渗碳深度的增加,应变硬化指数 n 逐渐降低,材料塑性变形能力增强,韧性断裂逐渐占据主导。

根据含有不同表面变质层厚度的圆柱试样动态压缩试验塑性变形阶段数据,得到表面变质层各层深处的应变率敏感系数。将 J-C 本构模型变换为

$$\frac{\sigma_K S_K - \sigma_{K+1} S_{K+1}}{(A_{k^*} + B_{k^*} \varepsilon_{pk}^{n_{k^*}}) S_{K,k^*}} = 1 + C_k \ln \dot{\varepsilon}^* \quad (14)$$

将固定塑性变形阶段应变代入式(14)得到各层深处应变率敏感系数 C_k (无量纲值)。具体数值如表 2 所示。依据霍普金森动态压缩试验中的一维应力波假定和应变均匀性假定,以及本文中的均匀变形假定,不考虑变形不均匀性对应变率敏感系数 C 的影响。

表面变质层各层深处的应变率敏感系数如图 15 所示。随着渗碳深度的增加,18CrNiMo7-6 合金钢表面变质层的应变率敏感系数逐渐增大。

沿渗碳方向对应变率敏感系数采用 Erfc 函数进行表征,如式(15)所示。变质层最表层相较于渗碳前 18CrNiMo7-6 合金钢的应变率敏感系数 C 下降约 74%。

表 2 应变率敏感系数值

Tab. 2 Values of strain rate sensitivity coefficient

层号 Number of layers	深度 Depth/mm	C_k
第 1 层 1st layer	0~<0.4	0.010 9
第 2 层 2nd layer	0.4~<0.8	0.012 4
第 3 层 3th layer	0.8~<1.2	0.016 5
第 4 层 4th layer	1.2~<1.6	0.020 0

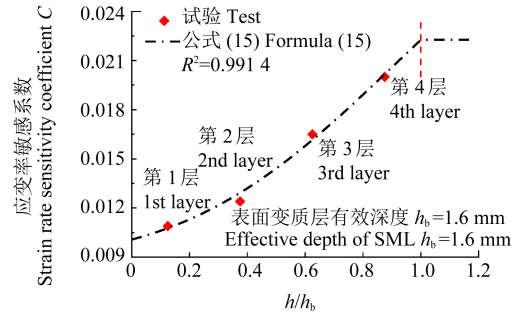


图 15 表面变质层不同深度处的应变率敏感系数

Fig. 15 Strain rate sensitivity coefficient at different depths of SMLs

$$C = \begin{cases} C_0^c + C_1^c \text{Erfc}(\alpha_c + \beta_c \frac{h}{h_b}), & 0 \leq h < h_b \\ C_{\text{substrate}}, & h \geq h_b \end{cases} \quad (15)$$

式中, $C_0^c=0.033$; $C_1^c=-0.012$; $\alpha_c=-1.128$; $\beta_c=1.236$ 。取 $h/h_b=1$ 时对应的函数值作为渗碳热处理后 18CrNiMo7-6 合金钢芯部的应变率敏感系数,故 $C_{\text{substrate}}=0.023$ 。

由于表面变质层各层深处的准静态参数均已求出,选取高温拉伸试验塑性段均匀变化的应力-应变数据,代入式(8),求出表面变质层各层深处的热软化指数 m_k (无量纲值),如表 3 所示。

表 3 热软化指数值

Tab. 3 Values of thermal softening coefficient

层号 Number of layers	深度 Depth/mm	m_k
第 1 层 1st layer	0~<0.4	1.13
第 2 层 2nd layer	0.4~<0.8	1.01
第 3 层 3th layer	0.8~<1.2	0.85
第 4 层 4th layer	1.2~<1.6	0.66

表面变质层各层深处的热软化指数变化如图 16 所示。热软化指数沿渗碳方向逐渐降低,沿渗碳方向对其采用 Erfc 函数进行表征,如式(16)所示。最表层变质层相较于渗碳前 18CrNiMo7-6 合金钢的热软化指数 m 上升约 51%。

$$m = \begin{cases} m_0^c + m_1^c \text{Erfc}(\alpha_m + \beta_m \frac{h}{h_b}), & 0 \leq h < h_b \\ m_{\text{substrate}}, & h \geq h_b \end{cases} \quad (16)$$

式中, $m_0^c=-0.16$; $m_1^c=0.73$; $\alpha_m=-0.96$; $\beta_m=0.98$ 。取 $h/h_b=1$ 时对应的函数值作为渗碳热处理后 18CrNiMo

7-6合金钢芯部的热软化指数,故 $m_{\text{substrate}}=0.56$ 。

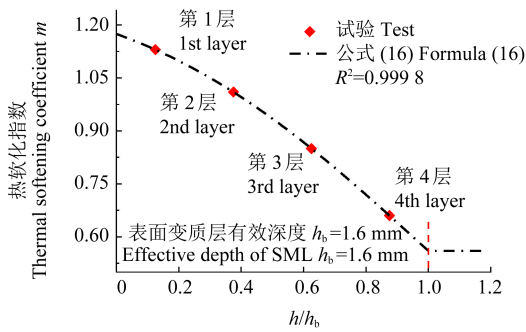


图16 表面变质层不同深度处的热软化指数

Fig. 16 Thermal softening coefficient at different depths of SMLs

4 结论

本文对渗碳热处理后的18CrNiMo7-6合金钢表面变质层进行分层,开展不同温度的拉伸试验和室温动态压缩试验,得出以下结论:

1)依据不同温度准静态拉伸和室温动态压缩真应力-应变曲线,表面变质层存在明显的热软化和应变率强化效应。室温下,试样断裂模式沿渗碳方向由准解理断裂向韧性断裂转变。最表层试样随着试验温度的升高,从脆性断裂转变为韧性断裂。

2)提出一种确定渗碳表面变质层J-C本构模型参数的分层反演方法,得到表面变质层J-C本构参数随深度变化的关系。变质层最表层屈服强度相较于渗碳前18CrNiMo7-6合金钢提升约3.5倍,变质层最表层热软化指数提升约51%,而应变率敏感系数 C 下降约74%。

3)表面变质层的屈服强度 A 、应变硬化系数 B 、应变硬化指数 n 、热软化指数 m 沿无量纲深度呈递减趋势,应变率敏感系数 C 呈递增趋势。

参考文献(References)

[1] MA Y T, ZHANG Y B, LIU J C, et al. Hard milling of carburized and waterjet peened 18CrNiMo7-6 steel [J]. *Machining Science and Technology*, 2021, 25(2): 288-306.

[2] XU G T, WANG D, WANG W C, et al. Fracture toughness determination for the surface-modified layers of carburized 18CrNiMo7-6 alloy steel via the compact tension method [J]. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2023, 206: 105050.

[3] ZHANG Y L, LAI F Q, QU S G, et al. Effect of ultrasonic surface rolling on microstructure and rolling contact fatigue behavior of 17Cr2Ni2MoVNb steel [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 366: 321-330.

[4] JOHNSON G R, COOK W H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and

pressures [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 1985, 21(1): 31-48.

- [5] STEINBERG D J, COCHRAN S G, GUINAN M W. A constitutive model for metals applicable at high-strain rate [J]. *Journal of Applied Physics*, 1980, 51(3): 1498-1504.
- [6] ZERILLI F J, ARMSTRONG R W. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations [J]. *Journal of Applied Physics*, 1987, 61(5): 1816-1825.
- [7] ZHAO X, WU S C, BAO J G, et al. Experimental characterization and numerical modeling on the external impacting of high-speed railway axle EA4T steel [J]. *Engineering Failure Analysis*, 2021, 125: 105449.
- [8] ZOU Z C, HE L, ZHOU T, et al. Research on inverse identification of Johnson-Cook constitutive parameters for turning 304 stainless steel based on coupling simulation [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 23: 2244-2262.
- [9] 祝效华,周博文,敬俊,等.基于正交切削逆识别井下管柱的Johnson-Cook本构模型[J].*中南大学学报(自然科学版)*, 2024, 55(3): 939-950.
- ZHU Xiaohua, ZHOU Bowen, JING Jun, et al. Reverse identification based on orthogonal cutting for Johnson-Cook constitutive model of downhole string [J]. *Journal of Central South University (Science and Technology)*, 2024, 55(3): 939-950. (In Chinese)
- [10] 王亮,贾海深,张继林,等.基于J-C模型440C不锈钢动态本构关系的修正[J].*机械强度*, 2023, 45(4): 805-813.
- WANG Liang, JIA Haishen, ZHANG Jilin, et al. Modification of dynamic constitutive relation of 440C stainless steel based on J-C model [J]. *Journal of Mechanical Strength*, 2023, 45(4): 805-813. (In Chinese)
- [11] 徐广涛,李灿,路留成,等.18CrNiMo7-6合金钢表面变质层准静态本构参数确定[J].*机械工程学报*, 2025, 61(6): 184-193.
- XU Guangtao, LI Can, LU Liucheng, et al. Determination of dynamic constitutive parameters for 18CrNiMo7-6 alloy steel [J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2025, 61(6): 184-193. (In Chinese)
- [12] ZHANG Z X, LI Y M, LI C, et al. Determination and verification of Johnson-Cook dynamic constitutive model for surface-modified layer of carburized 18CrNiMo7-6 alloy steel [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 36: 4819-4837.
- [13] ZAJUSZ M, TKACZ-ŚMIECH K, DANIELEWSKI M. Modeling of vacuum pulse carburizing of steel [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2014, 258: 646-651.
- [14] XU G T, HAO M F, QIAO Y K, et al. Characterization of elastic-plastic properties of surface-modified layers introduced by carburizing [J]. *Mechanics of Materials*, 2020, 144: 103364.
- [15] 徐广涛,卢凤强,吴少洋,等.18CrNiMo7-6合金钢的动态本构参数确定[J].*热加工工艺*, 2023, 52(8): 49-53.
- XU Guangtao, LU Fengqiang, WU Shaoyang, et al. Determination of dynamic constitutive parameters for 18CrNiMo7-6 alloy steel [J]. *Hot Working Technology*, 2023, 52(8): 49-53. (In Chinese)

Layered inversion method for dynamic constitutive model of the 18CrNiMo7-6 alloy steel surface-modified layer

XU Guangtao^{1,2,3} LI Gong^{1,2,3} CHANG Xiao'an^{1,2,3} HAN Guangzhao^{1,2,3} ZHAO Minghao^{1,2,3}

(1. School of Mechanical and Power Engineering, Zhengzhou University, Zhengzhou 450001, China)

(2. Industrial Science & Technology Institute for Anti-fatigue Manufacturing, Zhengzhou 450016, China)

(3. Henan Province Engineering Research Center of Anti-fatigue Manufacturing Technology, Zhengzhou 450001, China)

Abstract: To address the issue of characterizing static and dynamic mechanical behaviors of the surface-modified layer (SML) in 18CrNiMo7-6 alloy steel, a layered inversion method for the Johnson-Cook (J-C) constitutive model of SML was proposed. The SML was subjected to layered processing, and dynamic compression tests were conducted on cylindrical specimens with different SML thicknesses. Through progressive parameter inversion, the strain rate sensitivity coefficient C at each depth of the SML was determined. Combined with quasi-static thin plate tensile tests at different temperatures for each depth of the SML, the corresponding yield strength A , strain hardening coefficient B , strain hardening index n , and thermal softening exponent m were determined. Test results show that the SML of 18CrNiMo7-6 alloy steel exhibits significant strain hardening, strain rate strengthening, and temperature softening effects. Additionally, a correlation model between J-C constitutive parameters and dimensionless depth h/h_b (distance to SML surface/SML effective depth) was established, providing support for subsequent composite strengthening simulations.

Key words: Surface-modified layer; Johnson-Cook constitutive model; Carburization; 18CrNiMo7-6 alloy steel

Corresponding author: ZHAO Minghao, E-mail: memhzhao@zzu.edu.cn

Fund: Key Program of National Natural Science Foundation of China (12432004)

Received: 2025-04-27