

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ ПРИ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ

Щукин В.Г., Марусин В.В. (ИТПМ СО РАН, г. Новосибирск, Россия)

Results of numerical research of evolution of the stress-and-strain state of a steel workpiece surface layer in the course of processing by powerful electromagnetic pulse (generator's frequency is 440 kHz, specific power density is 15 kW/cm²) are considered in this paper. The basic attention was given to changing of the stress and strain fields due to formation of intermediate austenitic and final martensitic phases. Comparison of experimental data and results of calculations has shown the satisfactory agreement for residual stresses near to a surface of the workpiece.

Введение. Определение остаточных напряжений, индуцированных в стали в процессе ее обработки высокочастотными импульсами, требует применения сложных моделей, принимающих во внимание электромагнитные, тепловые, металлургические и механические явления. Хотя численный анализ развития термических остаточных напряжений в металлах в ходе закалки проводился в течение многих лет [1], имеются лишь несколько работ по моделированию поверхностного упрочнения при индукционной обработке. К тому же, эти исследования ограничивались случаем цилиндрической формы образца и индуктора [2].

Данная работа посвящена расчету полей напряжений и деформаций в толстом плоском стальном образце (Ст. 45). Индуктор с плоской рабочей поверхностью помещается на очень близком расстоянии от верхней поверхности образца. Конструкция индуктора такова, что зона термического воздействия (ЗТВ) имеет вид узкой длинной полосы, чей меньший размер δ намного меньше характерных размеров образца ($\delta \ll L$ и D , см. рис. 1). Тогда эволюция теплового и электромагнитного полей в любом поперечном сечении образца может быть описана с помощью двумерных моделей, а для расчета напряженного состояния применима модель плоской деформации.

Моделирование. Нестационарное температурное поле в стали описывается уравнением:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} k \frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} k \frac{\partial T}{\partial y} + \bar{h}(t - t_{um}) Q(x, y, t),$$

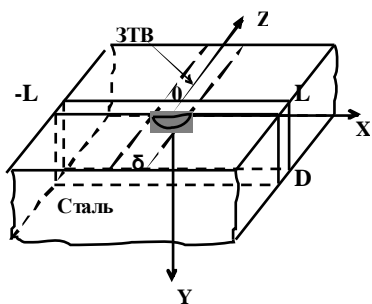


Рис. 1. Схема расчетной области и система координат

где ρ , c , k - теплофизические свойства стали, зависящие от температуры, \bar{h} - дополнительная функция Хэвисайда, равная нулю при $t > t_{имп}$, $Q = \sigma^{-1} |\text{rot} \mathbf{H}|^2$ - объемная плотность энергетического потока (определяется в ходе последовательных решений уравнений Максвелла на каждом временном шаге). Решение электромагнитной задачи для этого случая приведено в [3].

Положим, что материал, подвергаемый циклу индукционного поверхностного упрочнения, механически ведет себя как первоначально изотропный, упругопластический, деформационно-упрочняющийся континуум - такой, что компонента полной деформации ε_{ij} равна:

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij}^{th} + \varepsilon_{ij}^{tra} + \varepsilon_{ij}^{tp}, i, j = (x, y, z),$$

где $\varepsilon_{ij}^e, \varepsilon_{ij}^p, \varepsilon_{ij}^{th}, \varepsilon_{ij}^{tra}$ и ε_{ij}^{tp} - упругая, пластическая, термическая компоненты полной деформации, компоненты деформации фазовых превращений и пластичности фазовых превращений, соответственно. В рамках модели плоской деформации требуется определить следующие ненулевые компоненты напряжений и полной деформации: $\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{zz}, \sigma_{xy}, \varepsilon_{xx}, \varepsilon_{yy}, \varepsilon_{xy}$.

Имея в виду, что $\varepsilon_{xx} = \partial u / \partial x, \varepsilon_{yy} = \partial v / \partial y, \varepsilon_{xy} = \frac{1}{2}(\partial u / \partial y + \partial v / \partial x)$, а также соотношения между деформациями и напряжениями, и подставляя их в уравнения равновесия, получаем систему обобщенных уравнений Ламе относительно перемещений u и v , которая подлежит решению на каждом временном шаге термического цикла:

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial x}(\lambda + 2\mu) \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} \mu \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial x} \lambda \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial y} \mu \frac{\partial v}{\partial x} + F_1(x, y) &= 0, \\ \frac{\partial}{\partial y}(\lambda + 2\mu) \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial x} \mu \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} \lambda \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial x} \mu \frac{\partial u}{\partial y} + F_2(x, y) &= 0, \end{aligned} \quad (1)$$

где

$$\begin{aligned} F_1 &= -2 \frac{\partial}{\partial y} \mu (\varepsilon_{xy}^p + \varepsilon_{xy}^{tp}) - \frac{\partial}{\partial x} [2\mu (\varepsilon_{xx}^p + \varepsilon_{xx}^{tp}) + (3\lambda + 2\mu)(\varepsilon_{xx}^{th} + \varepsilon_{xx}^{tra})], \\ F_2 &= -2 \frac{\partial}{\partial x} \mu (\varepsilon_{xy}^p + \varepsilon_{xy}^{tp}) - \frac{\partial}{\partial y} [2\mu (\varepsilon_{yy}^p + \varepsilon_{yy}^{tp}) + (3\lambda + 2\mu)(\varepsilon_{yy}^{th} + \varepsilon_{yy}^{tra})]. \end{aligned}$$

Свободные члены уравнений (1) определяются текущими значениями термических, пластических деформаций и деформаций, вызванных фазовыми превращениями. Для описания пластичного поведения материала была выбрана модель Боднера-Партома, которая широко используется во многих исследованиях механического поведения материалов в случае высоких скоростей деформации [4]. Модель Боднера-Партома принадлежит к классу теорий вязкопластичности, которые не принимают во внимание поверхность текучести. Поэтому каждая точка в пространстве напряжений представляет собой вязкопластичное состояние. Модель Боднера-Партома выражается следующими уравнениями [4] (точка означает производную по времени):

$$\begin{aligned} \dot{\varepsilon}_{ij}^p &= \Lambda s_{ij}, \\ \Lambda &= D_0 \exp\{-0.5[(K + D)/\sqrt{3J_2}]^{2n}\} / \sqrt{J_2}, \\ \dot{K} &= m_1(K_1 - K)\dot{W}_{pl}, \\ \dot{\beta}_{ij} &= m_2(D_1 u_{ij} - \beta_{ij})\dot{W}_{pl}, \\ D &= \beta_{ij} u_{ij}, \dot{W}_{pl} = \sigma_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij}^p, J_2 = \frac{1}{2} s_{ij} : s_{ij}. \end{aligned} \quad (2)$$

Используя данные испытаний по одноосному растяжению образцов из среднеуглеродистой стали [5] и доступные данные для стали 45, были определены значения параметров модели (2) по методу, предложенному в [4] (см. таблицу). Из-за недостатка надежных диаграмм нагружения стали 45 при высоких температурах вблизи предела текучести использовались данные для стали SS2134 [6].

Таблица 1. Параметры модели Боднера-Партома

t, °C	n	K ₀ , МПа	t, °C	n	K ₀ , МПа
20	3,2	504	800	0,74	390
100	2,8	496	1000	0,67	390
400	1,6	450	1200	0,60	385
600	1,2	420	1400	0,50	385
Параметры, независимые от температуры: D ₀ =10 ⁴ с ⁻¹ , K ₁ =740 МПа, D ₁ =214 МПа, m ₁ =0,11 МПа ⁻¹ , m ₂ = 5,3 МПа ⁻¹					

Пусть материал - это среднеуглеродистая сталь Ст. 45, которая первоначально имеет ферритно-перлитный состав. Если обозначить через f_1 , f_2 и f_3 объемные доли начальной (ферритно-перлитной), промежуточной (аустенитной) и конечной (мартенситной) фаз ($f_1+f_2+f_3=1$) и принять во внимание правило смеси, то получим следующие выражения для оценки скоростей термической деформации и деформации превращения:

$$\begin{aligned}\dot{\varepsilon}_{ij}^{th} &= \delta_{ij} [\alpha_1^t \dot{f}_1 + \alpha_2^t \dot{f}_2 + \alpha_3^t \dot{f}_3] \Delta T, \\ \dot{\varepsilon}_{ij}^{tra} &= \delta_{ij} [\dot{f}_2 \varepsilon_{12}^{tra, 0^\circ C} + \dot{f}_3 \varepsilon_{13}^{tra, 0^\circ C}],\end{aligned}$$

где α_k^t - коэффициент теплового расширения k -фазы, $\varepsilon_{kl}^{tra, 0^\circ C}$ - деформация превращения, возникающая при $k \rightarrow l$ -превращении при температуре 0 °C, δ_{ij} - символ Кронекера. Согласно [6], $\varepsilon_{12}^{tra, 0^\circ C} = -0.001$ и $\varepsilon_{13}^{tra, 0^\circ C} = +0.006$. Для скорости пластичной деформации, вызванной аустенитно-мартенситным превращением, использовалась модель Леблона [7]:

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{tp} = 3 K' (1 - f_3) \dot{f}_3 s_{ij},$$

где K' - материальная константа, равная $6 \cdot 10^{-5}$ МПа⁻¹ для большинства сталей [7]. Чтобы определить сферическую ε^{tra} и девиаторную ε^{tp} части деформации превращения, также входящих в уравнения относительно перемещений (1), необходимо знать кинетику фазовых превращений. Скорость роста объемной доли аустенита описывается следующим уравнением, предложенным в [6] для доэвтектоидной стали:

$$\dot{f}_2(t) = 2 \left[\ln \left(\frac{f_{2eu}(T)}{f_{2eu}(T) - f_2(t)} \right) \right]^{1/2} \left(\frac{f_{2eu}(T) - f_2(t)}{\tau(T)} \right).$$

Здесь f_{2eu} - равновесный фазовый состав ($0.8 \leq f_{2eu} \leq 1$ для углеродистой стали), $f_2(0) = 0$ начальная величина, а τ - параметр, зависящий от температуры:

$$\tau = \tau_0 (T - A_{c1})^{-\tau_e},$$

где A_{c1} - температура начала декомпозиции ферритно-перлитной стали (727 °C для углеродистой стали). Параметры τ_0 и τ_e принимались равными $\tau_0 = 2.06 \cdot 10^{-8}$ с, $\tau_e = 4.8$ [6]. Образование аустенита происходит, в основном, в течение стадии нагрева, и его объемная доля не уменьшается, пока материал не подвергнется мартенситному превраще-

нию. Расчет объемной доли мартенсита основано на уравнении Койштинайнена-Марбургера [7]:

$$f_3(t) = (1 - e^{-k_m(M_s - T(t))}) f_2^{\max},$$

где k_m – константа роста, равная 0.011 K^{-1} для большинства сталей [7], M_s – температура начала мартенситного превращения, для которой было принято постоянное значение 300°C .

Наконец, система уравнений (1) замыкалась нулевыми начальными условиями и граничными условиями, удовлетворяющими условиям равенства нулю нормальных и касательных напряжений на поверхности тела и отсутствию деформаций на большом расстоянии от ЗТВ.

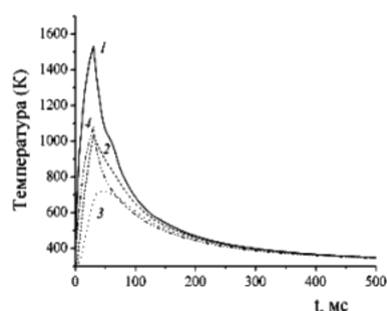


Рис. 2. Динамика нагрева-охлаждения в центральной точке поверхности (1) и вблизи внутренней границы упрочненной зоны (2-4). 1: $x=0, y=0$; 2: $x=0, y=0.5 \text{ мм}$; 3: $x=0, y=0.75 \text{ мм}$; 4: $x=1 \text{ мм}, y=0$

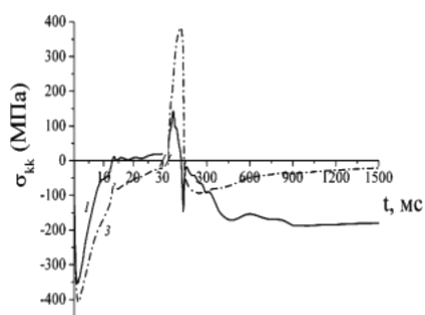
Результаты и их обсуждение. Система уравнений (1) аппроксимировалась конечно-разностными неявными схемами и затем решалась методами переменных направлений и нижней релаксации. Для дискретизации расчетной области $\Omega = [-L, L] \times [0, D]$ использовались равномерные $(2N \times N)$ -сетки с числом узлов N от 200 до 300 и размером шага $h = 100 \text{ мкм}$. Расчеты проводились для частоты электромагнитного поля $f=440 \text{ кГц}$, удельного потока энергии $W=15 \text{ кВт/см}^2$, длительностей импульса $t_{\text{имп}}=30 \text{ мс}$, ширине ЗТВ $\delta=2 \text{ мм}$. При этих условиях максимальная температура в центральной точке поверхности достигает 1525 К , а максимальная скорость нагрева 50 К/с . Как видно из данных расчета (рис. 2), максимально возможная толщина аустенитной фазы приблизительно равна $0,5 \text{ мм}$ (необходимо выполнение условия $T > A_{c1}=10^3 \text{ К}$).

Скорость охлаждения в зоне фазовых превращений достаточно высока для того, чтобы мартенситное превращение завершилось полностью. Эволюция напряженно-деформированного состояния представлена на рис. 3 и 4.

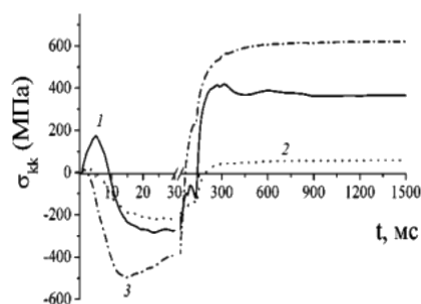
Стадия нагрева. Из результатов моделирования следует, что высокие скорости нагрева приводят к формированию в центре ЗТВ пластичной области, в которой сжимающие продольные напряжения, первоначально значительные (до 400 МПа), после массового аустенитного превращения (при $t > 10 \text{ мс}$, когда $T > 1200 \text{ К}$) резко понижаются и даже сменяются на слабые растягивающие (рис. 3а). В то же время максимумы сжимающих напряжений смещаются, как в глубину стали (рис. 3б), так и к краям ЗТВ.

Изменения со временем продольной и поперечной компонент напряжения на некотором расстоянии от поверхности (например, при $y=0.5 \text{ мм}$, что соответствует максимальной глубине аустенитного превращения) подобны друг другу. Так, начальные продольные растягивающие напряжения сменяются с началом образования в данном слое более плотной аустенитной фазы на быстро растущие сжимающие. По завершении превращения сжимающие напряжения стабилизируются либо слабо уменьшаются вплоть до момента окончания действия импульса $t=30 \text{ мс}$.

Что касается пластических деформаций, то за счет быстрого теплового расширения поверхностные слои стали испытывают максимальное пластическое сжатие вдоль оси ЗТВ (до -2%) и максимальное пластическое растяжение (до $+1,7\%$) в направлении, перпендикулярном поверхности (кривые 2 и 3, соответственно, см. рис.4). Пластические деформации в направлении оси x (кривые 1) являются преимущественно растягивающими, но существенно меньшими по величине.

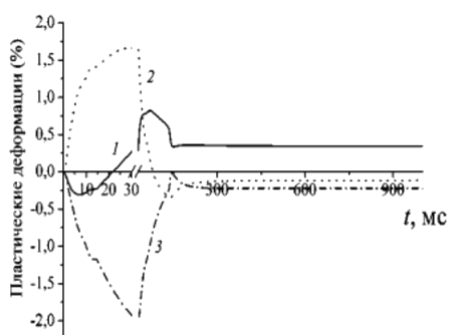


а)

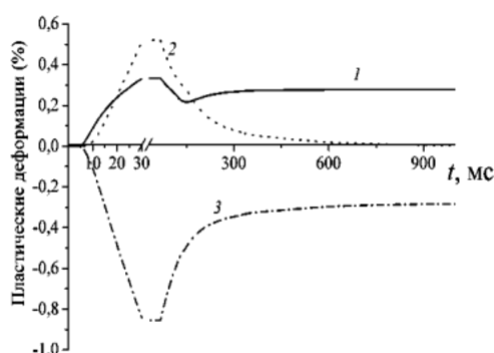


б)

Рис. 3. Эволюция напряжений в центре поверхности ЗТВ (а) и на глубине $y=0.5$ мм (б). Компоненты тензора напряжений: 1 - σ_{xx} , 2 - σ_{yy} , 3 - σ_{zz}



а)

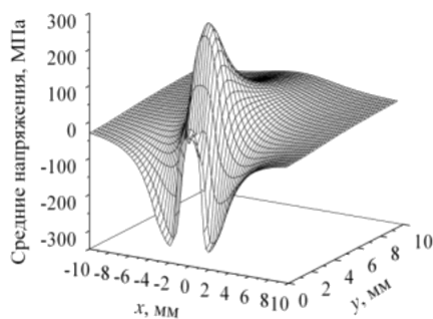


б)

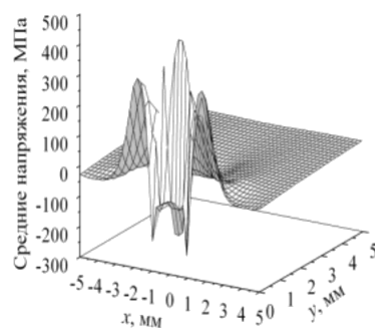
Рис. 4. Эволюция пластических деформаций в центре поверхности ЗТВ (а) и на глубине $y=0.5$ мм (б). 1 - ϵ_{xx} , 2 - ϵ_{yy} , 3 - ϵ_{zz}

Распределение средних напряжений ($\langle \sigma \rangle = \sigma_{kk}/3$) в момент времени, соответствующий максимальному нагреву образца, показано на рис. 5а. Как следует из полученных результатов, область полного аустенитного превращения, в которой преобладают небольшие сжимающие напряжения, окружена слоями непревращенного, более холодного материала, в которых как сжимающие, так и растягивающие напряжения достигают своих максимумов (300 МПа). Область пластических деформаций распространена при этом на глубину порядка 1.5 мм (рис. 6а).

Стадия охлаждения. На начальной стадии охлаждения, когда еще выполняется условие $T > A_{c1} = 10^3$ К, рост аустенитной фазы продолжается, но с более низкой скоростью, чем на стадии нагрева. Поэтому основной вклад в формирование напряженно-деформированного состояния на этой стадии вносит термическая усадка, но не деформации, связанные с фазовыми превращениями. Вследствие более высоких значений коэффициента теплового расширения аустенита по сравнению с ферритно-перлитным составом, растягивающие напряжения быстро возрастают (рис. 3). При этом возникают пластические деформации противоположного знака по сравнению с деформациями на стадии нагрева, в результате чего результирующие пластические деформации значительно ослабевают, но не исчезают полностью (рис. 4).

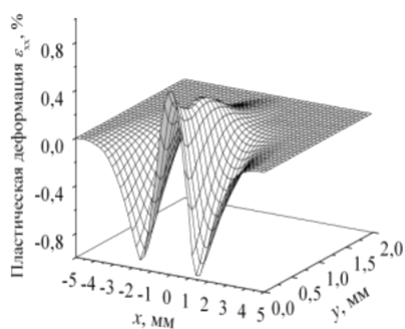


а)

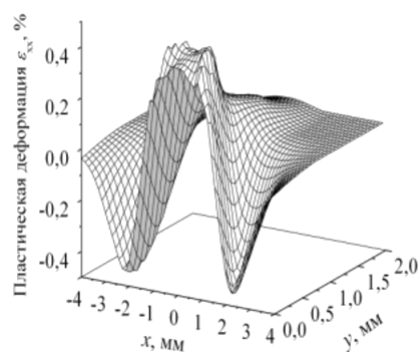


б)

Рис. 5. Средние напряжения в поперечном слое к моменту времени $t=t_{\text{имп}}$ (а) и остаточные средние напряжения (б)



а)



б)

Рис. 6. Продольные пластические деформации к моменту времени $t=t_{\text{имп}}$ (а) и остаточные продольные деформации (б)

Аустенитно-мартенситный переход приводит к возникновению значительных сжимающих напряжений вследствие более низкой плотности мартенсита. Наиболее очевидным образом рост мартенситной фазы влияет на распределение продольных напряжений (рис. 3а): из-за очень высокой скорости образования новой фазы напряженное состояние резко изменяется от состояния растяжения ($\sigma_{xx} = +150$ и $\sigma_{zz} = +400$ МПа в центре поверхности) на состояние сильного сжатия ($\sigma_{xx} = -150$ и $\sigma_{zz} = -50$ МПа). При замедлении скорости мартенситообразования со временем, когда скорость термической усадки становится больше, чем скорость превращения, происходит некоторое увеличение растягивающих напряжений (рис. 3а, кривая 1) с последующим выходом на плато.

Появление вызванных мартенситным превращением дополнительных пластических деформаций приводит, соответственно, к уменьшению и увеличению (приблизительно на 0,25 %) продольных и поперечной компонент пластической деформации (рис. 4а). Это, в свою очередь, ведет к понижению остаточных сжимающих напряжений на поверхности по сравнению с более глубокими слоями, в которых доля мартенситной фазы постепенно снижается. Поля остаточных средних напряжений и пластических деформаций представлены на рис. 5б и 6б. Узкая мартенситная зона ($-1 \leq x \leq 1$ мм, $y \leq 0,5$ мм), в которой преобладают сжимающие напряжения 150–250 МПа, окружена областью довольно высоких растягивающих напряжений. Последние достигают максимума на небольшом расстоянии от поверхности и от границ ЗТВ (при $x = \pm 1,5$ мм и $y = 0,5$ мм $\langle \sigma \rangle_{\text{макс}} = 400$ МПа) и далее постепенно снижаются по x и y направлениям. На стадии охлаждения граница области пластических деформаций немного продвигается вглубь, до 2 мм, но внутри последней деформации снижаются. Остаточные пластические деформации не превышают $\pm 4 \cdot 10^{-3}$ (рис. 6б).

Экспериментальное исследование процесса было выполнено с образцом из стали 45, который обрабатывался ВЧ-импульсом продолжительностью 30 мс ($f=440$ кГц, $W=15$ кВт/см², $\delta=2$ мм). Чтобы найти распределение по толщине образца остаточных

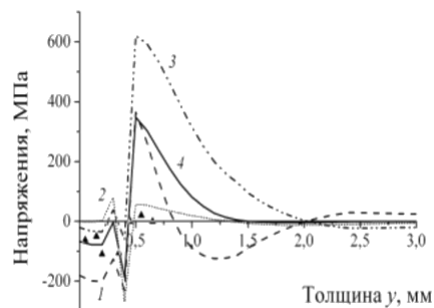


Рис. 7. Расчетные (1-4) и экспериментальные (▲) распределения по глубине остаточных напряжений при $x=0$

1- σ_{xx} , 2- σ_{yy} , 3- σ_{zz} , 4- $\sigma_{kk}/3$

напряжений, использовался метод синхротронного излучения (источник электронов - установка ВЭПП-3) с послойным травлением. Как видно из данных рис.7, экспериментальные результаты согласуются с результатами моделирования по величине средних сжимающих остаточных напряжений в приповерхностной зоне.

Закключение. Разработана расчетная модель переходного и остаточного напряженно-деформированного состояния полубесконечного стального образца при его локальной обработке мощным электромагнитным импульсом. На распределение остаточных напряжений в значительной степени влияет мартенситное превращение, которое приводит к формированию области

сжимающих напряжений и, тем самым, к упрочнению поверхности. Сравнение расчетных и экспериментальные данные показало их удовлетворительное согласие по величине сжимающих напряжений в поверхностном слое.

Список литературы: 1. Denis S., Sjostrem S., Simon A. Coupled temperature, stress, phase transformation calculation model. Numerical illustration of the internal stresses evolution during cooling of a eutectoid carbon steel cylinder. Metallurgical Trans. 1987. V.18A, N 7. P. 1203-1213. 2. Xu D., Li Z., Luo J. Expressions for predicting the residual stress in surface induction hardening of steel bars. Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 1996. V. 4. P. 111-122. 3. Щукин В.Г., Марусин В.В. Моделирование энергопоглощения в стали при ее обработке мощными высокочастотными импульсами различной частоты. ПМТФ. 2004. Т. 45, N 6. С. 902-914. 4. Chan K.S., Bodner S.R., Lindholm U.S. Phenomenological modeling of hardening and thermal recovery in metals // J. Eng. Math. Tech. 1988. V. 110. P. 1-8. 5. Stoffel M., Schmidt R., Weiherdt D. Shock wave-loaded plate // Int. J. Solids and Structures. 2001. V.38. P. 7659-7680. 6. Alberg H., Berglund D. Comparison of plastic, viscoplastic and creep models when modeling welding and stress relief heat treatment // Comput. Methods Appl. Mech. Engrg. 2003. V. 192. P. 5189-5208. 7. Yang Y.-S., Na S.-J. Effect of transformation plasticity on residual stress fields in laser surface hardening treatment // J. Heat Treating, 1991. V. 9. P. 49-56.

Надійшла до редколегії 13.05.2009 р.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ ПРИ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ

Щукин В.Г., Марусин В.В.

Дана работа присвячена розрахунку полів напруги і деформацій в товстому плоскому сталевому зразку (Ст. 45).

напряженное состояние, поверхностный слой, высокочастотная импульсная обработка, упрочнение, деформации