

DOI: [10.7242/1999-6691/2022.15.4.35](https://doi.org/10.7242/1999-6691/2022.15.4.35)

УДК 621.785.545

МОДЕЛИРОВАНИЕ СВЯЗАННЫХ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ С УЧЕТОМ ТРАНСФОРМАЦИИ СТРУКТУРЫ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ТЕРМОСИЛОВОМ ПОВЕРХНОСТНОМ УПРОЧНЕНИИ

В.П. Багмутов¹, Д.С. Денисевич², И.Н. Захаров¹, М.Д. Романенко¹, В.В. Баринов¹¹Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Российская Федерация²Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана (НИУ), Москва, Российская Федерация

Представлена система конечно-элементного моделирования процессов формирования структуры и напряженно-деформированного состояния в металлических сплавах, подвергнутых упрочняющей электромеханической обработке (ЭМО). В едином комплексе принимаются во внимание процессы получения на поверхности изделий упрочненных слоев с ультрадисперсной структурой и повышенными эксплуатационными характеристиками. Излагаются основные этапы построения комплекса моделей температурно-силовых воздействий при ЭМО, инициирующих структурно-фазовые превращения и возникновение полей технологических остаточных напряжений. Приводятся используемые при моделировании определяющие соотношения теплопроводности при электронагреве металла переменным током и теории пластического течения с изотропно-трансляционным упрочнением, учитывающие зависимость теплофизических и механических свойств материала от температуры, скорости деформирования и фазового состава. Осуществляется оценка расчетных данных и их сопоставление с экспериментом. Показано, что импульсный характер теплового действия переменного тока способствует образованию регулярной структуры поверхности с чередующимися фрагментами упрочненного слоя и зонами самоотпуска. Расчетные картины структурных зон хорошо согласуются с результатами металлографического анализа упрочненной ЭМО поверхности исследованных сплавов. Такой же периодический характер присущ полям остаточных напряжений – зоны сжимающих напряжений в упрочненных фрагментах чередуются с областями растягивающих напряжений в прослойках неупрочненного металла. Рассмотрены основные механизмы (силовой, термический и фазовый) формирования величины и знака остаточных напряжений в указанных областях. Изложен подход к аналитическому описанию распределения остаточных напряжений по радиусу цилиндрического образца, удобный для прогнозирования последствий технологических воздействий при поверхностном упрочнении деталей посредством ЭМО, реконструкции эпюр остаточных напряжений в условиях ограниченного объема экспериментальных или расчетных данных, а также аппроксимации результатов численного расчета. В качестве базовой функции принята аппроксимация окружных напряжений в форме синусоиды, аргументом которой является преобразующая функция, корректирующая трансформацию базовой синусоиды. Функции радиальных и осевых напряжений находятся из совместного решения уравнений равновесия и физических соотношений материала образца.

Ключевые слова: белый слой, остаточные напряжения, моделирование, фазовые превращения, конечные элементы, термообработка

MODELING OF THE COUPLED PROCESSES OF RESIDUAL STRESS FORMATION IN A METALLIC ALLOY TAKING INTO ACCOUNT STRUCTURE TRANSFORMATION DUE TO PULSE THERMO-FORCE SURFACE HARDENING

V.P. Bagmutov¹, D.S. Denisevich², I.N. Zakharov¹, M.D. Romanenko¹ and V.V. Barinov¹¹Volgograd State Technical University, Volgograd, Russian Federation²Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russian Federation

A framework for finite-element modeling of structure formation and stress-strain state in metal alloys subjected to electromechanical treatment (EMT) is presented. The processes of creating the hardened layers with ultradisperse structure and improved operational characteristics on the surface of metal products are considered within a unified modeling system. The main stages of constructing a set of models of temperature-force actions during EMT leading to structural-phase transformations and the formation of technological residual stress fields are described. The models used are based on the constitutive relations of thermal conductivity during electric heating of metal by alternating current and the theories of plastic flow with isotropic-translational hardening, which take into account the dependence of thermal and mechanical properties of the material on temperature, strain rate and phase composition. An analysis of the calculated results and their comparison with experimental data are carried out. It is shown that the pulsed thermal action of the alternating current contributes to the formation of a regular surface structure with the alternating fragments of the hardened layer sections and self-tempering zones. The calculated patterns of the structural zones are in good agreement with the experimental results of metallographic analysis of the EMT hardened surface of the studied alloys. The residual stress fields have the same periodic nature – the zones of compressive stresses in the hardened sections alternate with the zones of tensile stresses in the interlayers of unhardened metal. The basic mechanisms (force, thermal, and phase) determining the magnitude and sign of residual stresses in the above zones are investigated. An approach to the analytical description of residual stress distribution along the radius of a cylindrical specimen is proposed. It appears to be useful for predicting the results of technological action during hardening of the product surface based on the EMT technique, reconstruction of residual stress diagrams in the case of a limited amount of experimental or calculated data, and approximation of numerical results. The approximation of circumferential stresses in the form of a transformed sinusoid is adopted as a basic function, the argument of which is a transforming function that corrects the transformation of the basic sinusoid. The functions of radial and axial stresses are determined by solving the equilibrium equations and the physical relations of the sample material.

Key words: white layer, residual stresses, modeling, phase transformations, finite elements, heat treatment

1. Введение

В настоящее время для реализации прочностных возможностей современных стальных, титановых и других металлических сплавов и обеспечения необходимого комплекса эксплуатационных свойств

ответственных элементов конструкций используются высокоэнергетические технологии упрочнения на основе лазерной [1–7], плазменной [8, 9], электроискровой [10, 11], ионной [12, 13], электронно-лучевой [14–16], ультразвуковой [17], термопластической [18] обработок, а также интенсивные объемные и поверхностные пластические деформации [19–23].

К подобным технологиям относится и электромеханическая обработка (ЭМО) [24–27] поверхностного слоя изделий, отличающаяся импульсным характером локального термосилового воздействия в виде высокоскоростного нагрева и охлаждения, что приводит к трансформации микро- и макроструктуры материала и механического поведения образцов с упрочненным поверхностным слоем [24]. Для формирования заданного распределения полей напряжений, деформаций и структурных зон с требуемым сочетанием параметров по прочности, выносливости и циклической трещиностойкости разрабатываются комбинированные (ЭМО+) технологии поверхностного упрочнения титановых сплавов на базе ЭМО, безабразивной ультразвуковой финишной обработки и термической обработки.

При построении эффективных систем управления современными технологическими процессами упрочнения материалов важная роль отводится разработке математических моделей, описывающих процессы деформирования тел с неоднородной структурой. При этом возникает, с одной стороны, необходимость описания напряженно-деформированного состояния (НДС) тела с учетом непрерывных трансформаций структуры материала в ходе технологических воздействий на него, а с другой — процессы деформирования сформированной неоднородной структуры изделия рассматриваются при эксплуатационных статических и циклических нагрузках в условиях взаимодействия структурных элементов при наличии остаточных напряжений и дефектов. Подобные исследования отражены сегодня в обширной библиографии как в области вычислительной механики, так и материаловедения. Например, работы [22, 26, 28, 29] содержат вопросы моделирования технологических процессов обработки металлических сплавов интенсивными воздействиями, [21, 30, 31] — формирования их микроструктуры, зеренного и кристаллического строения, [7, 23, 27, 32–34] — распределения остаточных напряжений в ходе упрочнения, механического поведения и разрушения при статических [25, 35] и циклических [32, 36, 37] нагрузках, ползучести [38], образования и роста трещин [32, 33], разработки на этой основе оптимальной стратегии поверхностного упрочнения [39].

Однако, несмотря на повышенный интерес к обозначенным проблемам, как задачи моделирования НДС, свойств, структуры металлических сплавов в ходе их формирования в современных высокоэнергетических технологических системах, так и поведения изделий из них при заданных эксплуатационных нагрузках пока изучены не в том объеме, который необходим в прикладном использовании.

Целью работы является исследование на основе конечно-элементного моделирования процессов формирования упрочненного поверхностного слоя при ЭМО металлических сплавов в условиях интенсивных термосиловых воздействий и влияния последних на распределение остаточных напряжений.

2. Математические модели и описание процессов

Разработанная система компьютерного прогнозирования различных аспектов и стадий деформационного поведения металлических сплавов с трансформирующейся высокоградиентной макро- и микроструктурой как при статических и циклических эксплуатационных нагрузках, так и при интенсивных температурно-силовых технологических воздействиях включает три группы связанных математических моделей механики:

1-я группа — модели НДС металлического тела с трансформирующейся структурой в условиях технологических воздействий высокоградиентными локальными температурно-силовыми полями (на примере комбинированных технологий поверхностного упрочнения металлических сплавов «ЭМО+»);

2-я группа — модели формирования структуры металлических сплавов при высокотемпературных воздействиях с учетом механизмов и кинетики образования характерных состояний металла (в данной статье — стали) при высоких скоростях нагрева, охлаждения и деформации;

3-я группа — модели прогнозирования механического поведения при статическом и циклическом нагружении тела, в том числе модели усталостной прочности и циклической трещиностойкости со сформированной на предыдущих этапах неоднородной микро- и макроструктурой при заданных эксплуатационных нагрузках, параметрах внешней среды и наведенных остаточных напряжениях.

В данной работе в основном рассмотрены модели 1-й и 2-й групп.

Зона термосилового воздействия при ЭМО, моделируемой в статье, отличается локальным характером. Так, размеры зоны контакта инструмента с поверхностью стали составляют 1–2 мм, а глубина упрочненного слоя, где протекают основные трансформации структуры и свойств, около 200 мкм. В этой связи расчетная область поверхности обрабатываемого образца представлялась в виде прямоугольной призмы размерами $5 \times 3 \times 0,75$ мм, в том числе и в случае ЭМО цилиндрических образцов (кривизной внешней поверхности полученной расчетной области при этом пренебрегали). Схема расчетной области и основные температурно-силовые воздействия на нее, учитываемые при постановке и решении задач на каждом из этапов моделирования, показаны на рисунке 1.

где h — коэффициент конвективного теплообмена, ζ — постоянная Стефана–Больцмана, ϵ — коэффициент теплового излучения.

2.2. Модель структурно-фазовых превращений

Особенностью процессов формирования упрочненной структуры в зоне теплового воздействия ЭМО являются высокие скорости нагрева и охлаждения металла, что вместе с высокими напряжениями приводит к изменению значений температур начала и окончания фазовых превращений. В этой связи критическая скорость, необходимая для образования упрочненного (белого) слоя, существенно отличается от соответствующей характеристики мартенситного превращения.

При моделировании ЭМО стали рассматривались три возможных варианта превращений: превращение исходной феррито-перлитной структуры в аустенит; образование белого слоя из аустенита; отпуск образовавшегося белого слоя в зоне термического влияния. Существует две основных группы моделей, применяемых для описания фазовых превращений [31, 40]. Посредством прямого моделирования (1-я группа моделей) исследуется процесс фазового перехода на мезоуровне (в отдельных зернах или группе зерен). Макрофеноменологические модели, образующие 2-ю группу, основаны на представлении кинетики фазовых превращений с помощью некоторого эмпирического уравнения и анализе диаграмм непрерывного охлаждения. При этом эмпирическими уравнениями служат, например, уравнение Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова для превращений, протекающих по диффузионному механизму, и Койстинена–Марбургера — по бездиффузионному.

В предлагаемой вниманию читателя работе применялся макрофеноменологический подход, согласно которому структурно-фазовый состав выделенного объема описывался переменной $\zeta_i = [\zeta_{FP}, \zeta_A, \zeta_{WL}]^T$, включающей объемные доли следующих фаз: ζ_A — доля γ -фазы; ζ_{WL} — доля белого слоя; ζ_{FP} — доля феррито-перлитной структуры. Механические и теплофизические свойства вводились по правилу смеси, при этом требовалось выполнение следующего ограничения:

$$\sum_i \zeta_i = 1.$$

2.2.1. *Образование аустенита.* Эволюция доли аустенита в результате высокоскоростного нагрева исходной феррито-перлитной структуры описывалась, в соответствии с подходом из [41], уравнением:

$$\dot{\zeta}_A = a(1 - \zeta_A)(\theta - A_{c1}), \quad (5)$$

где A_{c1} — температура начала аустенитного превращения, a — эмпирический коэффициент, определяемый по результатам серии дилатометрических измерений при различных скоростях нагрева.

Известно [42], что при интенсивной пластической деформации образование белого слоя может происходить и при нагреве ниже температуры A_{c1} , то есть в этом случае линия A_{c1} на равновесной диаграмме состояния «железо–углерод» для системы сплавов Fe–C смещается в область более низких температур. С другой стороны [43], высокие скорости нагрева, характерные для ЭМО (10^5 – 10^6 °C/с), смещают A_{c1} в область более высоких температур, вследствие чего подавляется диффузионный механизм образования аустенита. В данной работе в первом приближении полагалось, что температура A_{c1} соответствует аналогичной температуре на диаграмме состояния, так как при ЭМО имеют место оба механизма.

2.2.2. *Образование белого слоя.* Ультрадисперсная мартенситная структура белого слоя образуется из аустенита при высокоскоростном (со скоростями порядка 10^4 – 10^5 °C/с) охлаждении за счет отвода тепла вглубь материала. Белый слой и мартенсит формируются по бездиффузионному механизму, поэтому температура начала превращения не зависит от времени, а следовательно, и от скорости охлаждения, но связана с напряжениями. В этом случае кинетику можно описать с помощью уравнения Койстинена–Марбургера [42]:

$$\zeta_{WL} = \zeta_A \left(1 - \exp(-b(\theta_{ws} - \theta) - c(\sigma)) \right), \quad (6)$$

где θ_{ws} — температура начала превращения, b — эмпирический коэффициент, $c(\sigma)$ — функция, учитывающая влияние напряженного состояния, имеющая вид:

$$c(\sigma) = A\sigma_m + B J_2^{1/2}. \quad (7)$$

Здесь: $\sigma_m = (1/3)\text{tr}(\boldsymbol{\sigma})$ — среднее напряжение; $J_2 = (1/2)\text{tr}(\mathbf{s}^2)$ — второй инвариант девиатора истинных напряжений $\mathbf{s} = \boldsymbol{\sigma} - \sigma_m \mathbf{1}$; $\boldsymbol{\sigma}$ — тензор напряжений Коши; A, B — константы материала.

2.2.3. *Отпуск белого слоя.* Экспериментально установлено, что при нагреве выше некоторой температуры в зоне термического влияния происходит превращение белого слоя в исходную структуру (феррито-перлит). Кинетика этого превращения описывалась с помощью соотношения, аналогичного используемому для $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения:

$$\dot{\zeta}_{FP} = d(1 - \zeta_{FP})(\theta - \theta_{WB}), \quad (8)$$

где θ_{WB} — температура начала распада метастабильной фазы, d — эмпирический коэффициент.

Эмпирические коэффициенты A, B, b, d в выражениях (6)–(8) устанавливались по термокинетическим диаграммам распада аустенита, построенным для различных температурно-временных и напряженно-деформированных состояний (их конкретные значения в обсуждаемой задаче будут приведены далее, в разделе 3.1).

2.3. Модель напряженного состояния

Задача определения активных и остаточных напряжений основывалась на решении уравнения равновесия (рассматривалась квазистатическая постановка):

$$\nabla \cdot \boldsymbol{\sigma} + \mathbf{f} = \mathbf{0}, \quad (9)$$

где \mathbf{f} — вектор объемных сил.

Основное уравнение дополнялось граничными и контактными условиями Герца–Синьорини для безфрикционного контакта:

$$\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n} = \mathbf{t}_c, \quad \int_{\Gamma_c} \mathbf{t}_c d\Gamma = \mathbf{f}_{ext}, \quad g_n \geq 0, \quad \sigma_n \geq 0, \quad g_n \sigma_n = 0. \quad (10)$$

Здесь: \mathbf{n} — единичный вектор нормали к поверхности деформируемого тела; \mathbf{f}_{ext} — вектор внешней нагрузки, действующей на инструмент; \mathbf{t}_c — интенсивность нагрузки в контактной зоне Γ_c ; g_n — функция расстояния между деформируемой поверхностью и инструментом; σ_n — контактное давление. Силами трения в зоне контакта пренебрегали ввиду их малости, поскольку инструментом являлся свободно вращающийся ролик (Рис. 1). Более детально процедура установления статуса контакта будет рассмотрена в соответствующем разделе ниже.

2.3.1. *Основные уравнения.* Высокие контактные нагрузки и температуры, характерные для ЭМО, приводят к существенному изменению начальной геометрии деформируемого тела, поэтому необходимо строить определяющие соотношения с учетом больших деформаций. В данной работе они базировались на аддитивном разложении тензора скоростей деформации на упругую \mathbf{D}^e , пластическую \mathbf{D}^p и дилатационную \mathbf{D}^d составляющие:

$$\mathbf{D} = \mathbf{D}^e + \mathbf{D}^p + \mathbf{D}^d. \quad (11)$$

Дилатационной части тензора скоростей деформации \mathbf{D}^d соответствовали тепловая деформация и объемная деформация при фазовых превращениях, вычисляемая пропорционально доле образующейся фазы: $\mathbf{D}^d = (\beta_{th}(\theta)\dot{\theta} + (1/3)\beta_{ph}\dot{\zeta}_{WL})\mathbf{1}$, при этом $\beta_{th}(\theta)$ — коэффициент линейного теплового расширения, β_{ph} — относительное изменение объема при фазовом переходе.

С учетом (11) связь между напряжениями и деформациями выражалась в форме:

$$\boldsymbol{\sigma}^J = {}^4\mathbf{C} : (\mathbf{D} - \mathbf{D}^p - \mathbf{D}^d), \quad (12)$$

где $\boldsymbol{\sigma}^J = \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \mathbf{W} \cdot \boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{W}$ — производная Яуманна тензора напряжений Коши, $\dot{\boldsymbol{\sigma}}$ — материальная производная тензора Коши, $\mathbf{W} = (1/2)(\nabla \otimes \mathbf{v}^T - \nabla \otimes \mathbf{v})$ — тензор вихря, ${}^4\mathbf{C} = (\lambda(\theta) + (2/3)\mu(\theta))\mathbf{1} \otimes \mathbf{1} + 2\mu(\theta) {}^4\mathbf{1}_{dev}$ — тензор упругости для изотропной среды, λ, μ — константы

Ламе, ${}^4\mathbf{1}_{dev} = {}^4\mathbf{1} - (1/3)\mathbf{1} \otimes \mathbf{1}$ — единичный тензор-девиатор четвертого ранга, ${}^4\mathbf{1} = (1/2)[\delta^{ik}\delta^{jl} + \delta^{il}\delta^{jk}]e_i \otimes e_j \otimes e_k \otimes e_l$ — симметричный единичный тензор четвертого ранга.

Принималась обобщенная для комбинированного упрочнения функция текучести Мизеса, зависящая от скорости пластической деформации, температуры и фазового состава:

$$f(\boldsymbol{\eta}, e^p, \dot{e}^p, \theta, \zeta_{WL}) = \|\boldsymbol{\eta}\| - \sqrt{2/3} \cdot r(e^p, \dot{e}^p, \theta, \zeta_{WL}) \leq 0. \quad (13)$$

Здесь: \dot{e}^p — скорость эффективной пластической деформации; $\boldsymbol{\eta} = \mathbf{s} - \boldsymbol{\alpha}$ — тензор относительных напряжений; $\|\boldsymbol{\eta}\| = \sqrt{\boldsymbol{\eta} : \boldsymbol{\eta}}$ — норма тензора $\boldsymbol{\eta}$; $\boldsymbol{\alpha}$ — тензор микронапряжений, определяющий центр смещенной поверхности нагружения; $r(e^p, \dot{e}^p, \theta, \zeta_{WL})$ — радиус поверхности пластичности.

Согласно закону ассоциированного пластического течения, использовались следующие эволюционные соотношения для внутренних переменных:

$$\mathbf{D}^p = \dot{\gamma}(\boldsymbol{\eta}/\|\boldsymbol{\eta}\|) = \dot{\gamma}\mathbf{N}, \quad \boldsymbol{\alpha}^j = {}^4\mathbf{H}_\alpha : \mathbf{D}^p = H_\alpha \mathbf{D}^p, \quad \dot{e}^p = \sqrt{(2/3)\mathbf{D}^p : \mathbf{D}^p} = (\sqrt{2/3})\dot{\gamma}, \quad (14)$$

где \mathbf{N} — единичный тензор-девиатор, ортогональный поверхности текучести, $\dot{\gamma}$ — пластический множитель (множитель Лагранжа), связанный со скоростью пластической деформации, $\boldsymbol{\alpha}^j$ — производная Яуманна тензора микронапряжений, ${}^4\mathbf{H}_\alpha = H_\alpha {}^4\mathbf{1}$ — тензор кинематического упрочнения, H_α — модуль кинематического упрочнения.

Принятое правило кинематического упрочнения соответствует обобщенной модели Ишлинского–Прагера. Поэтому зависимости модуля кинематического упрочнения H_α и радиуса поверхности текучести r представлялись в виде произвольных гладких функций, аппроксимирующих экспериментальные характеристики механического поведения материала при высокоскоростном высокотемпературном деформировании. В данной работе использовалась модель Джонсона–Кука, модифицированная для комбинированного упрочнения [44]:

$$\left. \begin{aligned} r(e^p, \dot{e}^p, \theta, \zeta_{WL}) &= \left[\sigma_Y(\zeta_{WL}) + k_1 (e^p)^{n_1} \right] \left[1 + k_3 \left(\ln \frac{\dot{e}^p}{\dot{e}_0} \right)^{n_2} \right] \left[1 - \left(\frac{\theta - \theta_{ENV}}{\theta_M - \theta_{ENV}} \right)^{n_3} \right], \\ H_\alpha(e^p, \dot{e}^p, \theta) &= k_2 (e^p)^{n_1} \left[1 + k_3 \left(\ln \frac{\dot{e}^p}{\dot{e}_0} \right)^{n_2} \right] \left[1 - \left(\frac{\theta - \theta_{ENV}}{\theta_M - \theta_{ENV}} \right)^{n_3} \right], \end{aligned} \right\} \quad (15)$$

где θ_M — температура плавления, \dot{e}_0 — скорость пластической деформации при испытании на растяжение, σ_Y, k_i, n_i — константы материала (см. п. 3.1).

2.3.2. *Интегрирование по времени.* Интегрирование соотношений (12) и (14) осуществлялось в локальной промежуточной конфигурации, свободной от жестких поворотов:

$$\left. \begin{aligned} \boldsymbol{\sigma}_{n+1} &= \mathbf{Q}_\Delta \cdot \boldsymbol{\sigma}_n \cdot \mathbf{Q}_\Delta^T + \Delta t {}^4\mathbf{C} : \left(\mathbf{D}_{n+(1/2)} - \mathbf{D}_{n+(1/2)}^p - \mathbf{D}_{n+(1/2)}^d \right), \\ \boldsymbol{\alpha}_{n+1} &= \mathbf{Q}_\Delta \cdot \boldsymbol{\alpha}_n \cdot \mathbf{Q}_\Delta^T + \Delta t H_\alpha \mathbf{D}_{n+(1/2)}^p. \end{aligned} \right\} \quad (16)$$

Ортогональный тензор $\mathbf{Q}_\Delta = \mathbf{Q}_{n+1} \cdot \mathbf{Q}_n^T = {}^{n+1}\boldsymbol{\omega}_i \otimes {}^n\boldsymbol{\omega}^i$ ($\boldsymbol{\omega}_i = \boldsymbol{\omega}^i$ — собственный базис тензора скоростей деформации) находился из решения однородного дифференциального уравнения:

$$\dot{\mathbf{Q}} = \mathbf{W} \cdot \mathbf{Q}, \quad \mathbf{Q}|_{t=0} = \mathbf{1}. \quad (17)$$

Система уравнений (17) решалась численно, согласно выражению:

$$\mathbf{Q}_\Delta = \mathbf{1} + \left(\mathbf{1} - (1/2)\Delta t \mathbf{W}_{n+(1/2)} \right)^{-1} \cdot \Delta t \mathbf{W}_{n+(1/2)}. \quad (18)$$

Расчет напряжений на текущем шаге, а также интегрирование соотношений (12), (14) выполнялось с помощью алгоритма проецирования напряжений на поверхность нагружения, состоящего из двух этапов.

На первом этапе, называемом «упругое приближение», приращения полной деформации, полученные согласно (16), считались полностью упругими. Следовательно, накопленная эффективная пластическая деформация, а также тензор микронапряжений сохраняли свои значения с предыдущего шага (без учета поворота):

$${}^{tr}\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{Q}_\Delta \cdot \boldsymbol{\sigma}_n \cdot \mathbf{Q}_\Delta^T + {}^4\mathbf{C} : (\Delta\boldsymbol{\varepsilon} - \Delta\boldsymbol{\varepsilon}^d), \quad {}^{tr}\boldsymbol{\alpha} = \mathbf{Q}_\Delta \cdot \boldsymbol{\alpha}_n \cdot \mathbf{Q}_\Delta^T, \quad {}^{tr}e^p = e_n^p, \quad (19)$$

где tr — индекс упругого приближения, $\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^d = \beta(\theta_{n+1})\Delta\theta_{n+1}\mathbf{1} + \Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{ph}$ — суммарное приращение температурной деформации и деформации, соответствующей фазовому переходу ($\boldsymbol{\varepsilon}^{ph}$).

Далее требовались вычисление тензора относительных напряжений ${}^{tr}\boldsymbol{\eta} = {}^{tr}\boldsymbol{\sigma} - {}^{tr}\boldsymbol{\alpha} - (1/3)\text{tr}({}^{tr}\boldsymbol{\sigma})\mathbf{1}$ и проверка условия текучести. Если $f({}^{tr}\boldsymbol{\eta}, {}^{tr}e^p, \theta_{n+1}, \zeta_{n+1}) \leq 0$, значит, материал остался в упругом состоянии, и первый шаг становился окончательным:

$$\boldsymbol{\sigma}_{n+1} = {}^{tr}\boldsymbol{\sigma}, \quad \boldsymbol{\alpha}_{n+1} = {}^{tr}\boldsymbol{\alpha}, \quad e_{n+1}^p = e_n^p. \quad (20)$$

В противном случае для $f({}^{tr}\boldsymbol{\eta}, {}^{tr}e^p, \theta_{n+1}, \zeta_{n+1}) > 0$ точка, соответствующая текущему напряженному состоянию в пространстве напряжений, выходила за пределы поверхности нагружения, то есть имели место пластические деформации. Следовательно, был необходим второй этап, называемый «проецированием напряжений» на поверхность нагружения — коррекция напряженного состояния, которая выполнялась с учетом накопленной пластической деформации и ее скорости:

$$\left. \begin{aligned} \boldsymbol{\sigma}_{n+1} &= {}^{tr}\boldsymbol{\sigma} - 2\mu(\theta_{n+1})\Delta\gamma_{n+1}\mathbf{N}, & \boldsymbol{\alpha}_{n+1} &= {}^{tr}\boldsymbol{\alpha} - H_\alpha\Delta\gamma_{n+1}\mathbf{N}, \\ e_{n+1}^p &= e_n^p + \sqrt{(2/3)}\Delta\gamma_{n+1}, & \dot{e}_{n+1}^p &= \frac{1}{\Delta t}\sqrt{(2/3)}\Delta\gamma_{n+1}, \end{aligned} \right\} \quad (21)$$

где $\Delta\gamma = \dot{\gamma}\Delta t$ — пластический множитель, характеризующий интенсивность пластической деформации.

Значение пластического множителя при этом находилось итерационно из решения в общем случае нелинейного уравнения следующего вида (с учетом (13)):

$$f(\boldsymbol{\eta}_{n+1}, e_{n+1}^p, \dot{e}_{n+1}^p, \theta_{n+1}, \zeta_{n+1}) = \|{}^{tr}\boldsymbol{\eta}\| - (2\mu(\theta_{n+1}) + H_\alpha(e_{n+1}^p, \dot{e}_{n+1}^p, \theta_{n+1}))\Delta\gamma_{n+1} - (\sqrt{2/3})r(e_{n+1}^p, \dot{e}_{n+1}^p, \theta_{n+1}, \zeta_{n+1}) = 0. \quad (22)$$

2.3.3. Нахождение области контакта. Для определения статуса контакта использовалась идея выбора главной и подчиненной поверхностей тел. При контакте двух тел, одно из которых (инструмент) является абсолютно жестким и его поверхность задана аналитически, именно ее удобно выбрать в качестве главной, а подчиненной считать поверхность деформируемого тела (в обсуждаемом случае — поверхность полупространства). В дальнейшем осуществляется ортогональное проецирование точек полупространства (точек Гаусса) на недеформируемую поверхность инструмента. Для точек \mathbf{x}_s , находящихся на сопряженной поверхности деформируемого тела, ищутся соответствующие ближайшие точки на поверхности инструмента $\tilde{\mathbf{x}}$ и, в зависимости от расстояния между ними, устанавливается статус контакта. Математически данную задачу можно сформулировать в виде следующей системы нелинейных уравнений:

$$\kappa^i(\xi^1, \xi^2) = (\mathbf{x}_s - \tilde{\mathbf{x}}(\xi^1, \xi^2)) \cdot \frac{\partial \tilde{\mathbf{x}}}{\partial \xi^i} = 0. \quad (23)$$

где $\tilde{\mathbf{g}}_i = \frac{\partial \tilde{\mathbf{x}}}{\partial \xi^i} = \frac{\partial \mathbf{x}^k}{\partial \xi^i} \mathbf{e}_k$ — касательные векторы в точке контакта на поверхности жесткого инструмента.

После определения ближайшей точки на главной поверхности необходимо вычислить функцию расстояния:

$$g_n = (\mathbf{x}_s - \tilde{\mathbf{x}}(\xi^1, \xi^2)) \cdot \tilde{\mathbf{n}}(\xi^1, \xi^2). \quad (24)$$

Для точек, находящихся в контакте, функция (24) принимает отрицательные значения.

Поставленная задача решалась методом конечных элементов, при этом уравнение теплопроводности и равновесия рассматривались раздельно. Задача механики представлялась в виде вариационного уравнения, записанного в актуальной конфигурации деформируемого твердого тела; текущая конфигурация уточнялась на каждой итерации с учетом приобретенных перемещений. Для решения контактной задачи применялся метод штрафов. Согласование взаимосвязанных переменных на каждом шаге осуществлялось с помощью метода неподвижной точки. Для дискретизации использовалась совокупность линейных тетраэдральных конечных элементов (КЭ) в основной расчетной области, изопараметрических 8-узловых КЭ и полубесконечных КЭ — на границах расчетной области. Расчетная область имела размеры $5 \times 3 \times 0,75$ мм. Количество КЭ составляло порядка 6 млн. Размер одного элемента был менее 20 мкм. Получившийся алгоритм реализован в виде конечно-элементной программы.

2.4. Аппроксимация поля остаточных напряжений для цилиндрического образца

Далее вводятся аппроксимационные соотношения для остаточных напряжений, которые позволили экстраполировать на весь объем цилиндрического образца числовые данные, полученные на предыдущих этапах в виде эпюр радиальных σ_r , окружных σ_t и осевых σ_z напряжений по поперечному сечению цилиндрического образца для локальной приповерхностной области. Кроме того, подобные аппроксимации могут использоваться при построении методик аналитического прогнозирования механического поведения поверхностно упрочненных образцов с учетом остаточных напряжений или, как в работе [23], — для реконструкции полных эпюр остаточных напряжений (для конкретной технологии поверхностного упрочнения) по ограниченной экспериментальной информации (в частности, по измерениям напряжений в нескольких характерных точках).

На рисунке 2 показан характерный вид эпюр остаточных напряжений после ЭМО по радиусу r цилиндрического образца, построенных по результатам моделирования и известным экспериментальным данным. Как видно, остаточные напряжения вдоль радиуса r периодически меняют знак и величину экстремальных на каждом полупериоде напряжений $\sigma_{r_i}^{\max}$, $\sigma_{t_i}^{\max}$ и $\sigma_{z_i}^{\max}$ в течение полупериодов между нулевыми значениями. Ось r направлена от центра к наружной поверхности образца, нумерация j характерных участков (полуволн модифицированной синусоиды) следует от поверхности $r = R_0$ к центру образца $r = R_K$ (при этом образец может быть как сплошным, так и полым; на рисунке представлен цилиндрический образец).

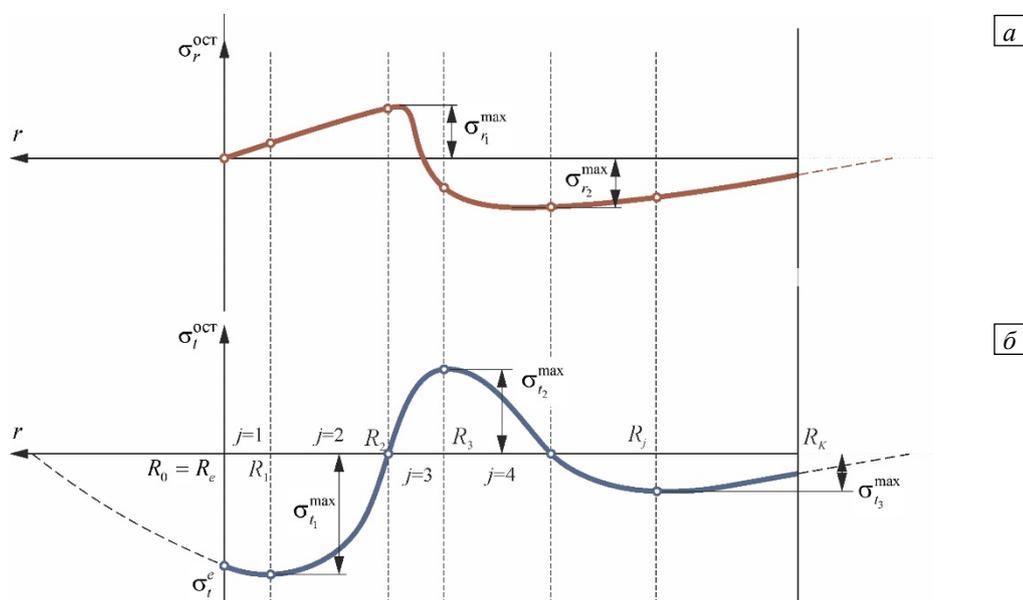


Рис. 2. Характерный вид эпюр радиальных (а) и окружных (б) остаточных напряжений в цилиндрическом образце после ЭМО и узловые точки, использованные при аппроксимации

В качестве базовой функции принята функция распределения по радиусу r окружных напряжений σ_t в форме преобразованной синусоиды вида:

$$\sigma_{t_j} = \sigma_{t_j}^{\max} \sin(\varphi_{t_j} - \psi_{t_j} \tilde{r}_j), \quad (25)$$

где \tilde{r}_j — текущий относительный радиус j -го участка синусоиды (радиус r отнесен к внешнему радиусу цилиндрического образца $R_0 = R_e$). На рисунке 2 также приняты обозначения: $R_{j-1} \leq r_j \leq R_j$, где R_j — радиус границы характерного участка эпюры; $\sigma_{t_j}^{\max}$ — максимальное значение окружных напряжений на j -м характерном участке; $\varphi_{t_j}, \psi_{t_j}$ — свободные параметры, определяемые по известным данным о виде эпюры и числовым (экспериментальным или расчетным) значениям напряжений, а при их отсутствии — из условий непротиворечивости и сопряжения кривых на характерных участках.

Радиальные напряжения σ_{r_j} рассчитываются через окружные напряжения σ_{t_j} на каждом j -м интервале их изменения с использованием дифференциального уравнения равновесия

$$r_j \frac{d\sigma_{r_j}}{dr_j} + \sigma_{r_j} = \sigma_{t_j}, \quad (26)$$

решение которого методом вариации постоянной имеет вид:

$$\sigma_{r_j} = -\frac{\sigma_{t_j}^{\max}}{\psi_{t_j} \tilde{r}_j} \left[\Lambda_j - \cos(\varphi_{t_j} - \psi_{t_j} \tilde{r}_j) \right]. \quad (27)$$

Здесь постоянная интегрирования Λ_j на каждом интервале $\tilde{r}_j \in [\tilde{R}_{j-1}, \tilde{R}_j]$ определяется из условий на граничных поверхностях пустотелого цилиндра (внешней радиусом R_0 и внутренней радиусом R_k) $\sigma_{R_0} = \sigma_{R_k} = 0$, а также из условий неразрывности кривых σ_{r_j} на границах участков аппроксимации эпюры σ_{t_j} .

Для построения эпюры осевых напряжений σ_{z_j} в первом приближении могут использоваться физические соотношения теории плоских деформаций

$$\sigma_{z_j} = -\nu(\sigma_{t_j} + \sigma_{r_j}), \quad (28)$$

где ν — коэффициент Пуассона, либо выражения аналогичные (25) с необходимым набором экспериментальных или расчетных величин, требующихся для нахождения свободных параметров на характерных участках.

3. Результаты моделирования

3.1. Исходные данные для расчетов

Для тепловой задачи (1)–(4) температурные зависимости теплофизических коэффициентов $\vartheta(\theta)$, $c_p(\theta)$, $\rho(\theta)$ стали 45 приведены в таблице 1 на основе известных экспериментальных данных [45], другие параметры приняты следующими: $\Delta H_{\gamma \rightarrow \alpha} = -2127,315$ Дж/моль; $h = 200$ Вт/(м²·К); $\iota = 0,6$ [46].

В соотношениях (5)–(8) значения эмпирических коэффициентов для стали 45 взяты из работ [41, 42]: $a = 0,072$ К⁻¹·с⁻¹; $b = 0,016$ К⁻¹; $A = -0,012$; $B = -0,0354$; $d = 5 \cdot 10^{-6}$ К⁻¹·с⁻¹ (Табл. 1).

При получении механического приближения (9)–(15) зависимости упругих свойств (модуля Юнга E и коэффициента Пуассона ν , через которые определялись константы Ламе) от температуры и фазового состава (см. Табл. 1), а также параметры модели Джонсона–Кука, отвечающие за механическое поведение материала с исходной структурой (15), позаимствованы из работы [47].

Механические свойства упрочненной структуры (белого слоя) трудно получить с помощью классических механических испытаний, так как невозможно изготовить образец, целиком состоящий из белого слоя, который образуется только локально в тонком поверхностном слое (толщиной около 200 мкм). В этой связи его упругие модули приняты как для мартенсита (Табл. 1), а диаграмма деформирования и прочностные свойства восстановлены на основе решения обратной задачи [25]. Изменение объема при образовании белого слоя составило $\beta_{ph} = 3,828\%$ [26].

ЭМО стали 45 проводилась при напряжении 5–6 В и токе 400 А. Усилие прижатия ролика равнялось 250 Н, цилиндрический образец подвергался обработке на токарном станке со скоростью 1,64 м/мин при подаче 1 мм/об.

Таблица 1. Физико-механические свойства элементов структурно-фазовых превращений в макрофеноменологической модели

Параметр		Элемент структуры		
Обозначение	Размерность	Аустенит	Феррит-перлит	Мартенсит
$\vartheta(\theta)$	Вт/(м·К)	$295,36 - 0,4328\theta + 0,0002\theta^2$	$51,638 - 0,0228\theta$	$49,057 - 0,0217\theta$
$c_p(\theta)$	Дж/(кг·К)	$439 + 0,1142\theta$	$447 + 0,081\theta + 0,000495\theta^2$	$416,2 + 0,2862\theta$
$\rho(\theta)$	кг/м ³	$8190 - 0,49\theta$	$7919,7 - 0,2149\theta - 0,000102\theta^2$	$7859,5 - 0,2667\theta$
$\beta_{th}(\theta)$	10^{-6} К^{-1}	21	$8,8608 + 0,0068\theta$	11
$E(\theta)$	ГПа	$227,08 - 0,0929\theta$	$250,29 - 0,1086\theta$	$214,9 - 0,0533\theta$
$\nu(\theta)$		0,345	0,3	$0,2667 + 5 \cdot 10^{-5}\theta$
σ_f	МПа	50,103	553,1	1200
k_1	МПа	176,09	600,8	2550
k_2	МПа	176,09	600,8	2550
k_3		0,095	0,0134	0,0134
n_1		0,581	0,234	0,234
n_2		1	1	1
n_3		0,662	2	2

3.2. Распределение температур и микроструктуры

Анализируются особенности эволюции температурных полей и объемной доли образующихся фаз (Рис. 3, 4), полученные в результате моделирования. Исследуемый фрагмент полупространства имеет размеры $3 \times 0,75 \times 2$ мм, начальное положение источника тепла определяет координата $z = 0,9$ мм. Согласно формуле (3) плотность теплового потока в контактной зоне меняется от 0 до $1,4 \cdot 10^8$ Вт/м² за время $t = 5$ мс. Первый тепловой максимум на поверхности достигается спустя время $t = 6,2$ мс, то есть поле температур отстает от действия теплового источника. В течение первых импульсов температура у каждого последующего выше, чем у предыдущего, однако через время $t \approx 30$ мс (после третьего импульса) она принимает квазистационарное состояние.

На рисунке 3 показано распределение температуры по оси z (в направлении движения источника тепла) в моменты времени, соответствующие максимальной и минимальной температуре в цикле нагрев/охлаждение при $t = 46$ мс и $t = 51$ мс. В момент времени $t = 46$ мс значительная область материала нагрета выше температуры A_{c3} , соответствующей окончанию аустенитного превращения, а затем за 5 мс она охлаждается до температуры ниже θ_{WS} с образованием белого слоя.

Воздействие концентрированного источника тепла на поверхностный слой характеризуется высокими скоростями нагрева и охлаждения — для точек на поверхности скорости нагрева и охлаждения находятся в интервале между $1 \cdot 10^5$ и $3,2 \cdot 10^5$ °C/с, а для точек на глубине 0,2 мм составляют порядка $0,5 \cdot 10^5$ – $1 \cdot 10^5$ °C/с. Эти значения значительно выше скоростей охлаждения, характерных для традиционных технологий термической обработки [48] и лазерной закалки в неимпульсном режиме [5].

На рисунке 4 представлены характерные термические циклы для точек, навстречу которым движется источник тепла: две на поверхности на некотором расстоянии друг от друга, и еще две на глубине 0,2 и 0,4 мм соответственно. Полученный профиль температур носит волнообразный характер, что связано с периодическим характером теплового воздействия

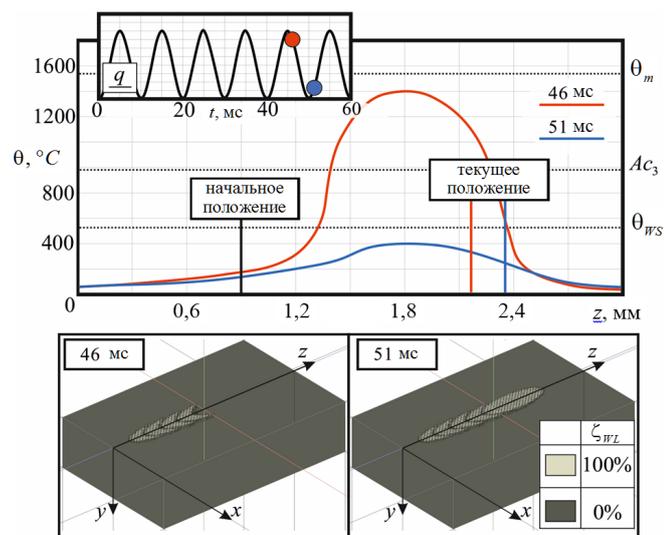


Рис. 3. Расчетные температурные кривые и распределения микроструктуры на поверхности образца в ходе ЭМО в различные моменты времени (начало – 46 мс, и окончание – 51 мс, образования упрочненного фрагмента)

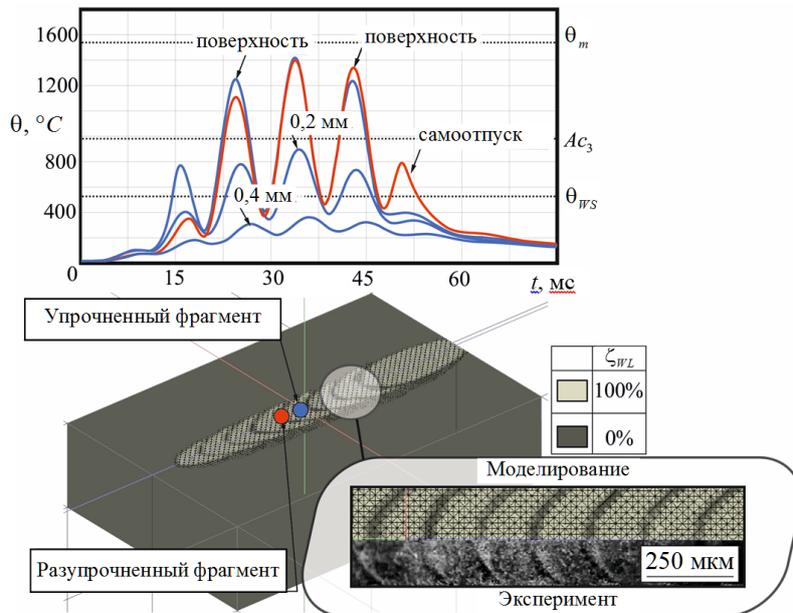


Рис. 4. Расчетные температурные циклы, формирование упрочненной и разупрочненной структуры

форму, близкую к эллипсоиду. Наличие дискретности структуры поверхностного слоя подтверждается данными оптической микроскопии (Рис. 4). Окончательная структура материала определяется по последнему пику температурного цикла от удаляющегося источника. Если температура этого пика превышает температуру распада белого слоя θ_{WB} , то происходит разупрочнение. Аналогичные зоны разупрочнения формируются и при наложении соседних треков (следов инструмента на поверхности) друг на друга. Расстояния между треками согласуются с величиной подачи инструмента.

3.3. Распределение напряжений

Помимо высоких скоростей охлаждения, для концентрированных источников энергии характерны высокие градиенты температур, приводящие к появлению значительных напряжений. Появлению больших пластических деформаций способствуют высокие значения давления в контактной области. При этом импульсный характер высокотемпературных воздействий и интенсивные фазовые переходы являются причиной существенной неоднородности напряжений, возникающих в упрочненной поверхности (Рис. 4).

На рисунке 5а показаны картины активных осевых напряжений, вид напряженного состояния и нормализованные значения главных напряжений $\sigma_i / |\max(\sigma_i)|$ в характерных областях поверхностного слоя материала через $t = 56$ мс обработки. Этому моменту времени соответствует максимальная температура в контактной зоне. В области термосилового воздействия под деформирующим инструментом формируется напряженное состояние, близкое к трехосному сжатию с плавным переходом к двухосному сжатию на глубине 0,2 мм. Максимальные сжимающие напряжения превышают предел текучести материала, что обусловлено значительной величиной гидростатического давления. За пределами зоны контакта с инструментом активные напряжения определяются температурными деформациями — вблизи поверхности формируются области с чередующимися зонами одно- и двухосного растяжения (см. Рис. 5а).

На стадии нагрева металла напряжения достаточно интенсивно нарастают по абсолютной величине и становятся экстремальными практически одновременно с достижением в материале температурного максимума. По мере охлаждения поверхностного слоя и удаления источника тепла все большее влияние на распределение внутренних напряжений начинают оказывать фазовые превращения (в момент образования белого слоя), затем активные напряжения постепенно снижаются, и на этой стадии в материале начинают формироваться остаточные напряжения (Рис. 5б).

Формирование величины и знака остаточных напряжений в приповерхностных областях происходит в соответствии с несколькими «конкурирующими» механизмами. При высоких температурах на стадии нагрева, а также на начальном этапе охлаждения определяющую роль играют термические напряжения, приводящие к появлению на поверхности материала растягивающих остаточных напряжений. При этом высокие контактные давления в зоне взаимодействия инструмента с поверхностью не вызывают качественных изменений поля остаточных напряжений, так как приходится на стадию нагрева, когда материал находится в состоянии, близком к идеальной пластичности.

переменного тока. По мере приближения источника тепла к исследуемой точке максимальная температура в цикле увеличивается и достигает 1400°C на поверхности, однако столь сильный нагрев носит кратковременный характер. Суммарное время теплового воздействия на материал длится менее 0,075 с. На глубине 0,2 мм максимальная температура составляет 850°C , а на глубине 0,4 мм не превышает 400°C .

Один и тот же объем металла может несколько раз нагреваться до температур выше точек A_{c1} и A_{c3} с последующим охлаждением в области минимальной устойчивости аустенита. Вслед за движением источника формируются отдельные фрагменты упрочненного слоя, имеющие

Фазовые напряжения начинают проявляться при охлаждении, в более низком интервале температур, соответствующих мартенситному превращению, и служат причиной возникновения в упрочненных (закаленных) областях сжимающих остаточных напряжений.

На полученных картинах остаточных напряжений можно выделить зоны, соответствующие упрочненным фрагментам и сформировавшимся между ними областям разупрочнения (самоотпуска). На поверхности имеют место сжимающие осевые остаточные напряжения, которые принимают значения от -100 до -300 МПа, в зависимости от объемной доли белого слоя. При этом на поверхности с упрочненными фрагментами формируется область с напряженным состоянием, близким к двухосному сжатию. Для зон с меньшим содержанием белого слоя характерны два главных сжимающих, напряжения и одно, наибольшее по модулю, растягивающее. На глубине $0,05-0,2$ мм от поверхности остаточные напряжения создают для упрочненных фрагментов близкое к трехосному сжатию, а в зонах самоотпуска — сжатие, близкое к двухосному. На глубине более $0,2$ мм осевые напряжения меняют знак (на растягивающие), достигают максимального значения (до 100 МПа) и на бесконечности стремятся к нулю.

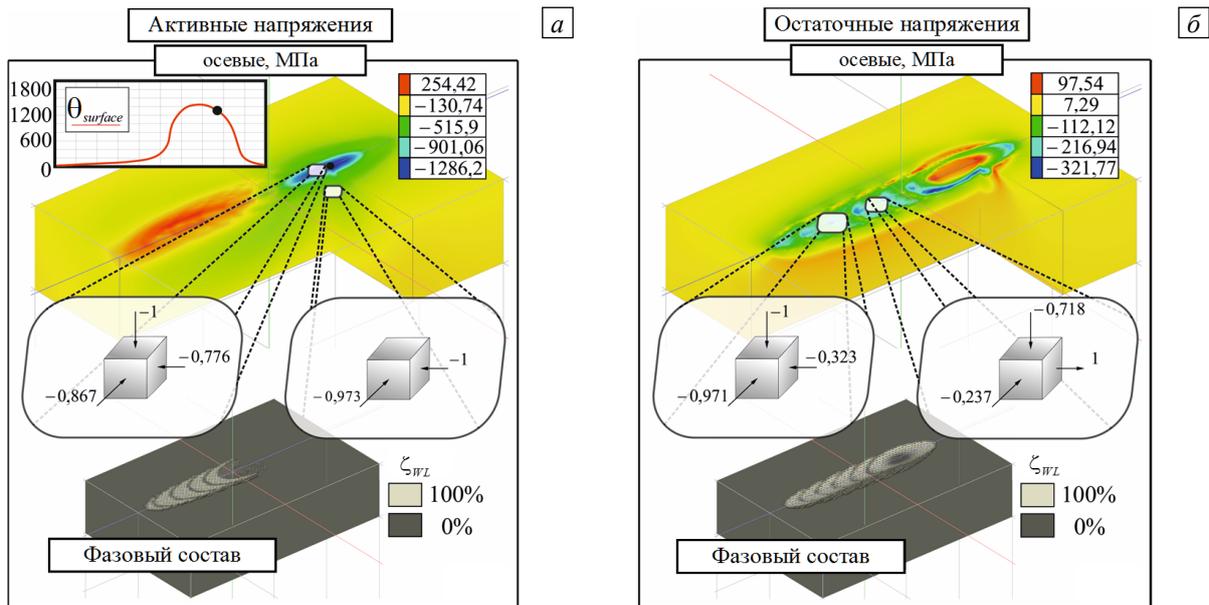


Рис. 5. Расчетные картины активных (в момент времени $t = 56$ мс) (а) и остаточных нормальных напряжений (б) вдоль оси образца, совпадающей с направлением подачи инструмента при поверхностном упрочнении стали ЭМО (на вставках цветовая индикация рядом с цифрами указывает на положение точек с этими значениями на цветовой карте напряжений)

На рисунке 6 показаны распределения остаточных напряжений (σ_t , σ_r и σ_z) по глубине h поверхностного слоя (по центру упрочненного фрагмента) цилиндрического стального образца после ЭМО, полученные в результате численного решения задачи (1)–(24), и на основе приближенных аналитических оценок (25), (27), (28).

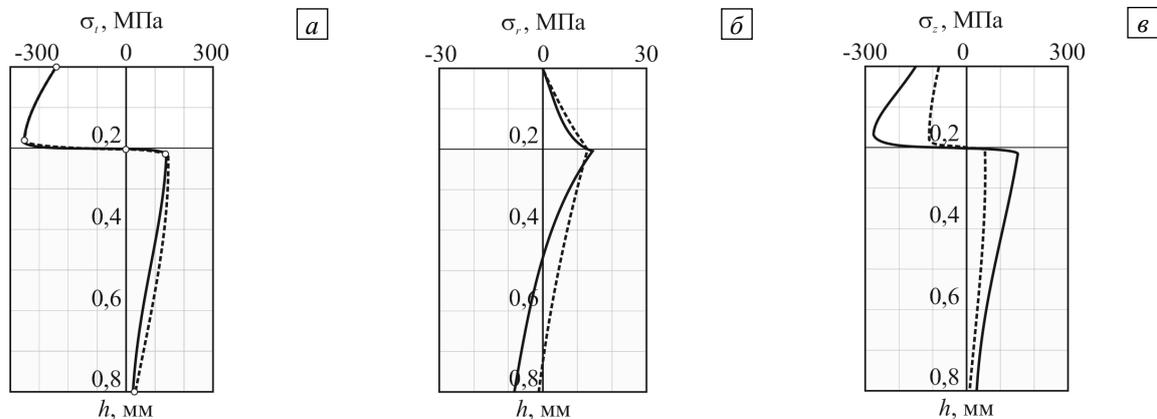


Рис. 6. Эпюры распределения по глубине h образца из стали 45 остаточных напряжений после ЭМО (сплошная линия — численное решение, штриховая линия — аппроксимация синусоидой): окружные σ_t (а), радиальные σ_r (б), осевые σ_z (в) напряжения

При построении трех аппроксимирующих кривых использовались данные для пяти узловых точек на эпюре окружных напряжений (Рис. 6а), две других эпюры (радиальных и осевых напряжений, Рис. 6б, в) считались менее значимыми, и для их восстановления дополнительные сведения не привлекались, а только функциональные зависимости (27), (28) с параметрами, найденными для эпюры σ_r . Как видно из рисунка, достигнута удовлетворительная точность аппроксимации для окружных и радиальных напряжений, для осевых — наблюдается лишь качественное соответствие. Последнее указывает на приближенный характер принятого в (28) допущения о плоской деформации цилиндрического образца при ЭМО. При этом количественное уточнение эпюры σ_z потребует дополнительных данных о значениях осевых напряжений в характерных точках тела.

4. Заключение

1. Разработана система численных компьютерных моделей образования упроченного поверхностного слоя при ЭМО металлических сплавов (на примере стали 45), включающая математические модели распространения тепла, эволюции микроструктуры и формирования внутренних напряжений, а также программный код, обеспечивающий приближенное решение сформированной системы уравнений. Для описания механического поведения материала использованы определяющие соотношения на основе теории пластического течения с изотропно-трансляционным упрочнением, учитывающие зависимость механических свойств от температуры, скорости деформирования и фазового состава.

2. Путем численного моделирования теплового воздействия установлено, что температурные поля, формирующиеся при наличии синусоидального источника тепла при ЭМО переменным током, носят периодически повторяющийся характер. Результатом такого воздействия является образующаяся регулярная неоднородная структура с чередующимися фрагментами упроченного слоя и зонами самоотпуска с преимущественно исходной структурой. Получено хорошее соответствие экспериментальных и прогнозируемых моделью распределений структурных областей и глубины упрочнения после обработки.

3. На основе компьютерного моделирования показано, что распределение остаточных напряжений и вид напряженного состояния стальных образцов существенно зависят от объемной доли белого слоя, что связано в первую очередь с сопровождающим его образованием значительным изменением объема образца. В упроченном белом слое на поверхности образца формируется зона сжимающих остаточных напряжений, в то же время в зонах самоотпуска преобладают термические напряжения, что способствует деформации растяжения.

4. Для аппроксимации эпюр остаточных напряжений по радиусу цилиндрического упроченного ЭМО образца в качестве базовой принята функция изменения окружных напряжений в форме преобразованной синусоиды, аргумент которой в общем случае представляет собой преобразующую нелинейную функцию со свободными параметрами, определяемыми экспериментально установленными величинами, характерными для окружных и радиальных остаточных напряжений.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках научного проекта № 22-21-20085, а также гранта ВолГТУ для молодых ученых № 5/477-22.

Литература

1. Chauhan A.S., Jha J.S., Telrandhe S., Srinivas V., Gokhale A.A., Mishra S.K. Laser surface treatment of α - β titanium alloy to develop a β -rich phase with very high hardness // J. Mater. Process. Tech. 2021. Vol. 288. 116873. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116873>
2. Fang Y. Strengthening characteristics in TC17 titanium alloy treated during LSP // Optik. 2021. Vol. 226. 165895. <https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2020.165895>
3. Poulon-Quintin A., Watanabe I., Watanabe E., Bertrand C. Microstructure and mechanical properties of surface treated cast titanium with Nd:YAG laser // Dent. mater. 2012. Vol. 28. P. 945-951. <https://doi.org/10.1016/j.dental.2012.04.008>
4. Морозова Е.А., Муратов В.С. Поверхностное лазерное легирование титанового сплава ВТ9 // Современные наукоемкие технологии. 2010. № 4. С. 62.
5. Li R., Jin Y., Li Z., Qi K. A comparative study of high-power diode laser and CO₂ laser surface hardening of AISI 1045 steel // J. of Mater. Eng. and Perform. 2014. Vol. 23. P. 3085-3091. <https://doi.org/10.1007/s11665-014-1146-x>
6. Chen Y., Zhao X., Liu P., Pan R., Ren R. Influences of local laser quenching on wear performance of D1 wheel steel // Wear. 2018. Vol. 414-415. P. 243-250. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.07.016>
7. Плехов О.А., Костина А.А., Изюмов П.И., Изюмова А.Ю. Конечно-элементный анализ остаточных напряжений, возникающих в результате лазерной ударной проковки титанового сплава ВТ6 // Вычисл. мех. сплош. сред. 2022. Т. 15, № 2. С. 171-184. <https://doi.org/10.7242/1999-6691/2022.15.2.13>
8. Ivannikov A.Yu., Kalita V.I., Komlev D.I., Radyuk A.A., Bagmutov V.P., Zakharov I.N., Parshev S.N. The effect of electromechanical treatment on structure and properties of plasma sprayed Fe-6W-5Mo-4Cr-2V-C coating // Surf. Coatings Tech. 2018. Vol. 335. P. 327-333. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.12.051>

9. Yan M.F., Wu Y.Q., Liu R.L., Yang M., Tang L.N. Microstructure and mechanical properties of the modified layer obtained by low temperature plasma nitriding of nanocrystallized 18Ni maraging steel // Mater. Des. 2013. Vol. 47. P. 575-580. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.11.007>
10. Мулин Ю.И., Верхотуров А.Д., Власенко В.Д. Электронное легирование поверхностей титановых сплавов // Перспективные материалы. 2006. № 1. С. 79-85.
11. Кривоносова Е.А., Горчаков А.И., Щербаков Ю.В. Структура и свойства покрытий при микродуговом оксидировании // Сварочное производство. 2013. № 10. С. 27-31. (English version <https://doi.org/10.1080/09507116.2013.868099>)
12. Noli F., Misaelides P., Riviere J.P. Enhancement of the corrosion resistance of a Ti-based alloy by ion-beam deposition methods // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B. 2009. Vol. 267. P. 1670-1674. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2009.01.100>
13. Gokul Lakshmi S., Tamilselvi S., Rajendran N., Arivuoli D. Effect of N⁺ ion implantation on the corrosion behavior of Ti-6Al-7Nb and Ti-5Al-2Nb-1Ta orthopaedic alloys in Hanks solution // Journal of Applied Electrochemistry. 2004. Vol. 34. P. 271-276. <https://doi.org/10.1023/B:JACH.0000015619.68036.ae>
14. Gao Y. Influence of pulsed electron beam treatment on microstructure and properties of TA15 titanium alloy // Appl. Surf. Sci. 2013. Vol. 264. P. 633-635. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2012.10.083>
15. Gao Y. Surface modification of TC4 titanium alloy by high current pulsed electron beam (HCPEB) with different pulsed energy densities // J. Alloys Comp. 2013. Vol. 572. P. 180-185. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.04.002>
16. Gao Y. Surface modification of TA2 pure titanium by low energy high current pulsed electron beam treatments // Appl. Surf. Sci. 2011. Vol. 257. P. 7455-7460. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2011.03.005>
17. Liu R., Yuan S., Lin N., Zeng Q., Wang Z., Wu Y. Application of ultrasonic nanocrystal surface modification (UNSM) technique for surface strengthening of titanium and titanium alloys: A mini review // Journal of Materials Research and Technology. 2021. Vol. 11. P. 351-377. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.01.013>
18. Вишняков М.А., Богданович В.И., Прокопович К.В., Громова Е.Г. Влияние термомеханического упрочнения на микроструктуру жаропрочных и титановых сплавов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2010. Т. 12, № 4-2. С. 370-375.
19. Fu P., Zhan K., Jiang C. Micro-structure and surface layer properties of 18CrNiMo7-6 steel after multistep shot peening // Mater. Des. 2013. Vol. 51. P. 309-314. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.04.011>
20. Li Y., Sun K., Liu P., Liu Y., Chui P. Surface nanocrystallization induced by fast multiple rotation rolling on Ti-6Al-4V and its effect on microstructure and properties // Vacuum. 2014. Vol. 101. P. 102-106. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2013.07.028>
21. Салихова Н.К., Дудин Д.С., Келлер И.Э., Осколков А.А., Казанцев А.В., Трушников Д.Н. Моделирование рекристаллизации сплава АМг6 в прокованном слое при наплавке материала в процессе гибридного аддитивного производства // Вычисл. мех. сплош. сред. 2022. Т. 15, № 2. С. 234-246. <https://doi.org/10.7242/1999-6691/2022.15.2.18>
22. Роговой А.А., Салихова Н.К. Численное исследование термомеханического поведения и эволюции микроструктуры заготовки из никелевого сплава в процессе ее осадки // Вычисл. мех. сплош. сред. 2021. Т. 14, № 2. С. 177-189. <https://doi.org/10.7242/1999-6691/2021.14.2.15>
23. Радченко В.П., Павлов В.Ф., Бербасова Т.И., Саушкин М.Н. Метод реконструкции остаточных напряжений и пластических деформаций в тонкостенных трубопроводах в состоянии поставки и после двухстороннего виброударного поверхностного упрочнения дробью // Вестник ПНИПУ. Механика. 2020. № 2. С. 123-133. <https://doi.org/10.15593/perm.mech/2020.2.10>
24. Багмутов В.П., Паршев С.Н., Дудкина Н.Г., Захаров И.Н. Электромеханическая обработка: технологические и физические основы, свойства, реализация. Новосибирск: Наука, 2003. 318 с.
25. Багмутов В.П., Захаров И.Н. Моделирование механического поведения образца, поверхностно упрочнённого обработкой концентрированными потоками энергии // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2000. Т. 66, № 7. С. 52-58.
26. Багмутов В.П., Захаров И.Н., Денисевич Д.С. Особенности решения технологических задач механики неоднородных металлических тел со структурой, трансформирующейся в ходе термосилового нагружения // Вестник ПНИПУ. Механика. 2016. № 1. С. 5-25. <https://doi.org/10.15593/perm.mech/2016.1.01>
27. Багмутов В.П., Денисевич Д.С., Захаров И.Н., Романенко М.Д., Фастов С.А. Математическое моделирование остаточных напряжений при импульсном термосиловом поверхностном упрочнении // Вестник ПНИПУ. Механика. 2019. № 3. С. 112-124. <https://doi.org/10.15593/perm.mech/2019.3.12>
28. Bhaumik M., Maity K. Finite element simulation and experimental investigation of Ti-5Al-2.5Sn titanium alloy during EDM process // Materials Today: Proceedings. 2021. Vol. 46. P. 24-29. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.05.135>
29. Nirmal K., Jagadesh T. Numerical simulations of friction stir welding of dual phase titanium alloy for aerospace applications // Materials Today: Proceedings. 2021. Vol. 46. P. 4702-4708. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.10.300>
30. Zhang J., Li X., Xu D., Yang R. Recent progress in the simulation of microstructure evolution in titanium alloys // Progress in Natural Science: Materials International. 2019. Vol. 29. P. 295-304. <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2019.05.006>
31. Трусов П.В., Останина Т.В., Швейкин А.И. Эволюция зеренной структуры металлов и сплавов при интенсивном пластическом деформировании: континуальные модели // Вестник ПНИПУ. Механика. 2022. № 1. С. 123-155. <https://doi.org/10.15593/perm.mech/2022.1.11>
32. Sun R., Keller S., Zhu Y., Guo W., Kashaev N., Klusemann B. Experimental-numerical study of laser-shock-peening-induced retardation of fatigue crack propagation in Ti-17 titanium alloy // Int. J. Fatig. 2021. Vol. 145. 106081. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.106081>
33. Keller S., Horstmann M., Kashaev N., Klusemann B. Crack closure mechanisms in residual stress fields generated by laser shock peening: A combined experimental-numerical approach // Eng. Fract. Mech. 2019. Vol. 221. 106630. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2019.106630>

34. Wang C., Li K., Hu X., Yang H., Zhou Y. Numerical study on laser shock peening of TC4 titanium alloy based on the plate and blade model // *Optics Laser Tech.* 2021. Vol. 142. 107163. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2021.107163>
35. Gong H., Fan Q., Zhou Y., Wang D., Li P., Su T., Zhang H. Simulation of failure processes of as-cast Ti-5Al-5Nb-1Mo-1V-1Fe titanium alloy subjected to quasi-static uniaxial tensile testing // *Mater. Des.* 2019. Vol. 180. 107962. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107962>
36. Sun R., Che Z., Cao Z., Zou S., Wu J., Guo W., Zhu Y. Fatigue behavior of Ti-17 titanium alloy subjected to different laser shock peened regions and its microstructural response // *Surf. Coatings Tech.* 2020. Vol. 383. 125284. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.125284>
37. Ren Y.M., Lin X., Guo P.F., Yang H.O., Tan H., Chen J., Li J., Zhang Y.Y., Huang W.D. Low cycle fatigue properties of Ti-6Al-4V alloy fabricated by high-power laser directed energy deposition: Experimental and prediction // *Int. J. Fatig.* 2019. Vol. 127. P. 58-73. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.05.035>
38. Kumar R., Rao A., Ganesh Sundara Raman S., Kumar V. Creep-fatigue damage simulation at multiple length scales for an aeroengine titanium alloy // *Int. J. Fatig.* 2018. Vol. 116. P. 505-512. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.07.002>
39. Busse D., Ganguly S., Furfari D., Irving P.E. Optimised laser peening strategies for damage tolerant aircraft structures // *Int. J. Fatig.* 2020. Vol. 141. 105890. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105890>
40. Shchyglo O., Du G., Engels J.K., Steinbach I. Phase-field simulation of martensite microstructure in low-carbon steel // *Acta Mater.* 2019. Vol. 175. P. 415-425. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.06.036>
41. Leblond J.B., Devaux J. A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size // *Acta Metallurgica.* 1984. Vol. 32. P. 137-146. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90211-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90211-6)
42. Inoue T., Wang Z. Coupling between stress, temperature, and metallic structures during processes involving phase transformations // *Mater. Sci. Tech.* 1985. Vol. 1. P. 845-850. <https://doi.org/10.1179/mst.1985.1.10.845>
43. Физические основы электротермического упрочнения стали. Киев: Наукова думка, 1973. 335 с.
44. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // *Proc. of the 7th International Symposium on Ballistics, Hague, Netherlands, April 19-21, 1983.* P. 541-547.
45. Hung T.P., Shi H.E., Kuang J.H. Temperature modelling of AISI 1045 steel during surface hardening // *Materials.* 2018. Vol. 11. 1815. <https://doi.org/10.3390/ma11101815>
46. Lee S.-J., Lee Y.-K. Latent heat of martensitic transformation in a medium-carbon low-alloy steel // *Scripta Materialia.* 2009. Vol. 60. P. 1016-1019. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2009.02.042>
47. Murugesan M., Jungt D.W. Johnson Cook material and failure model parameters estimation of AISI-1045 medium carbon steel for metal forming applications // *Materials.* 2019. Vol. 12. 609. <https://doi.org/10.3390/ma12040609>
48. Mahnken R., Wolff M., Cheng C. A multi-mechanism model for cutting simulations combining visco-plastic asymmetry and phase transformation // *Int. J. Solids Struct.* 2013. Vol. 50. P. 3045-3066. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2013.05.008>

References

1. Chauhan A.S., Jha J.S., Telrandhe S., Srinivas V., Gokhale A.A., Mishra S.K. Laser surface treatment of α - β titanium alloy to develop a β -rich phase with very high hardness. *J. Mater. Process. Tech.*, 2021, vol. 288, 116873. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116873>
2. Fang Y. Strengthening characteristics in TC17 titanium alloy treated during LSP. *Optik*, 2021, vol. 226, 165895. <https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2020.165895>
3. Poulon-Quintin A., Watanabe I., Watanabe E., Bertrand C. Microstructure and mechanical properties of surface treated cast titanium with Nd:YAG laser. *Dent. mater.*, 2012, vol. 28, pp. 945-951. <https://doi.org/10.1016/j.dental.2012.04.008>
4. Morozova E.A., Muratov V.S. Poverkhnostnoye lazernoye legirovaniye titanovogo splava VT9. *Sovremennyye naukoymkiye tekhnologii – Modern high technologies*, 2010, no. 4, p. 62.
5. Li R., Jin Y., Li Z., Qi K. A comparative study of high-power diode laser and CO₂ laser surface hardening of AISI 1045 steel. *J. of Materi. Eng. and Perform.*, 2014, vol. 23, pp. 3085-3091. <https://doi.org/10.1007/s11665-014-1146-x>
6. Chen Y., Zhao X., Liu P., Pan R., Ren R. Influences of local laser quenching on wear performance of D1 wheel steel. *Wear*, 2018, vol. 414-415, pp. 243-250. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.07.016>
7. Plekhov O.A., Kostina A.A., Iziumov R.I., Iziumova A.Yu. Finite-element analysis of residual stresses in the TC4 titanium alloy treated by laser shock peening. *Vychisl. mekh. splosh. sred – Computational Continuum Mechanics*, 2022, vol. 15, no. 2, pp. 171-184. <https://doi.org/10.7242/1999-6691/2022.15.2.13>
8. Ivannikov A.Yu., Kalita V.I., Komlev D.I., Radyuk A.A., Bagmutov V.P., Zakharov I.N., Parshev S.N. The effect of electromechanical treatment on structure and properties of plasma sprayed Fe-6W-5Mo-4Cr-2V-C coating. *Surf. Coatings Tech.*, 2018, vol. 335, pp. 327-333. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.12.051>
9. Yan M.F., Wu Y.Q., Liu R.L., Yang M., Tang L.N. Microstructure and mechanical properties of the modified layer obtained by low temperature plasma nitriding of nanocrystallized 18Ni maraging steel. *Mater. Des.*, 2013, vol. 47, pp. 575-580. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.11.007>
10. Mulin Yu.I., Verkhotourov A.D., Vlasenko V.D. Elektroiskrovoye legirovaniye poverkhnostey titanovykh splavov [Electrospark alloying of surfaces of titanium alloys]. *Perspektivnyye Materialy*, 2006, no. 1, pp. 79-85.
11. Krivososova Ye.A., Gorchakov A.I., Scherbakov Yu.V. Structure and properties of coatings in microarc oxidation. *Weld. Int.*, 2014, vol. 28, pp. 816-819. <https://doi.org/10.1080/09507116.2013.868099>
12. Noli F., Misaclides P., Riviere J.P. Enhancement of the corrosion resistance of a Ti-based alloy by ion-beam deposition methods. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, 2009, vol. 267, pp. 1670-1674. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2009.01.100>
13. Gokul Lakshmi S., Tamilselvi S., Rajendran N., Arivuoli D. Effect of N⁺ ion implantation on the corrosion behavior of Ti-6Al-7Nb and Ti-5Al-2Nb-1Ta orthopaedic alloys in Hanks solution. *Journal of Applied Electrochemistry*, 2004, vol. 34, pp. 271-276. <https://doi.org/10.1023/B:JACH.0000015619.68036.ae>

14. Gao Y. Influence of pulsed electron beam treatment on microstructure and properties of TA15 titanium alloy. *Appl. Surf. Sci.*, 2013, vol. 264, pp. 633-635. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2012.10.083>
15. Gao Y. Surface modification of TC4 titanium alloy by high current pulsed electron beam (HCPEB) with different pulsed energy densities. *J. Alloys Comp.*, 2013, vol. 572, pp. 180-185. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.04.002>
16. Gao Y. Surface modification of TA2 pure titanium by low energy high current pulsed electron beam treatments. *J. Alloys Comp.*, 2011, vol. 257, pp. 7455-7460. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2011.03.005>
17. Liu R., Yuan S., Lin N., Zeng Q., Wang Z., Wu Y. Application of ultrasonic nanocrystal surface modification (UNSM) technique for surface strengthening of titanium and titanium alloys: a mini review. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 11, pp. 351-377. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.01.013>
18. Vishnyakov M.A., Bogdanovich V.I., Prokopovich K.V., Gromova E.G. Influence of thermoplastic hardening on the microstructure of heat resisting and titanic alloys. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk – Izvestia of Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2010, vol. 12, no. 4-2, pp. 370-374.
19. Fu P., Zhan K., Jiang C. Micro-structure and surface layer properties of 18CrNiMo7-6 steel after multistep shot peening. *Mater. Des.*, 2013, vol. 51, pp. 309-314. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.04.011>
20. Li Y., Sun K., Liu P., Liu Y., Chui P. Surface nanocrystallization induced by fast multiple rotation rolling on Ti-6Al-4V and its effect on microstructure and properties. *Vacuum*, 2014, vol. 101, pp. 102-106. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2013.07.028>
21. Salikhova N.K., Dudin D.S., Keller I.E., Oskolkov A.A., Kazantsev A.V., Trushnikov D.N. Modeling of AMg6 alloy recrystallization in the forged layer during the overlay welding of a material in the process of hybrid additive manufacturing. *Vychisl. mekh. splosh. sred – Computational Continuum Mechanics*, 2022, vol. 15, no. 2, pp. 234-246. <https://doi.org/10.7242/1999-6691/2022.15.2.18>
22. Rogovoy A.A., Salikhova N.K. Numerical investigation of thermo-mechanical behaviour and microstructure evolution of a nickel alloy workpiece during its upsetting. *Vychisl. mekh. splosh. sred – Computational Continuum Mechanics*, 2021, vol. 14, no. 2, pp. 177-189. <https://doi.org/10.7242/1999-6691/2021.14.2.15>
23. Radchenko V.P., Pavlov V.F., Berbasova T.I., Saushkin M.N. The method of reconstruction of residual stresses and plastic deformations in thin-walled pipelines in the delivery state and after bilateral vibro-shock surface hardening with a shot. *Vestnik PNIPU. Mekhanika – PNRPU Mechanics Bulletin*, 2020, no. 2, pp. 123-133. <https://doi.org/10.15593/perm.mech/2020.2.10>
24. Bagmutov V.P., Parshev S.N., Dudkina N.G., Zakharov I.N. *Elektromekhanicheskaya obrabotka: tekhnologicheskiye i fizicheskiye osnovy, svoystva, realizatsiya* [Electromechanical processing: technological and physical foundations, properties, implementation]. Novosibirsk, Nauka, 2003. 318 p.
25. Bagmutov V.P., Zakharov I.N. Simulation of the mechanical behavior of a specimen surface-hardened by concentration energy fluxes. *Industrial Laboratory*, 2000, vol. 66, pp. 471-477.
26. Bagmutov V.P., Zakharov I.N., Denisevich D.S. Features of solving technological problems in mechanics of bodies with non-uniform metal structure transformed in thermo-force loading. *Vestnik PNIPU. Mekhanika – PNRPU Mechanics Bulletin*, 2016, no. 1, pp. 5-25. <https://doi.org/10.15593/perm.mech/2016.1.01>
27. Bagmutov V.P., Denisevich D.S., Zakharov I.N., Romanenko M.D., Fastov S.A. Simulation of residual stresses during pulsed thermo-force surface hardening. *Vestnik PNIPU. Mekhanika – PNRPU Mechanics Bulletin*, 2019, no. 3, pp. 112-124. <https://doi.org/10.15593/perm.mech/2019.3.12>
28. Bhaumik M., Maity K. Finite element simulation and experimental investigation of Ti-5Al-2.5Sn titanium alloy during EDM process. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 46, pp. 24-29. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.05.135>
29. Nirmal K., Jagadesh T. Numerical simulations of friction stir welding of dual phase titanium alloy for aerospace applications. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 46, pp. 4702-4708. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.10.300>
30. Zhang J., Li X., Xu D., Yang R. Recent progress in the simulation of microstructure evolution in titanium alloys. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2019, vol. 29, pp. 295-304. <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2019.05.006>
31. Trusov P.V., Ostanina T.V., Shveykin A.I. Evolution of the grain structure of metals and alloys under severe plastic deformation: Continuum models. *Vestnik PNIPU. Mekhanika – PNRPU Mechanics Bulletin*, 2022, no. 1, pp. 123-155. <https://doi.org/10.15593/perm.mech/2022.1.11>
32. Sun R., Keller S., Zhu Y., Guo W., Kashaev N., Klusemann B. Experimental-numerical study of laser-shock-peening-induced retardation of fatigue crack propagation in Ti-17 titanium alloy. *Int. J. Fatig.*, 2021, vol. 145, 106081. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.106081>
33. Keller S., Horstmann M., Kashaev N., Klusemann B. Crack closure mechanisms in residual stress fields generated by laser shock peening: A combined experimental-numerical approach. *Eng. Fract. Mech.*, 2019, vol. 221, 106630. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2019.106630>
34. Wang C., Li K., Hu X., Yang H., Zhou Y. Numerical study on laser shock peening of TC4 titanium alloy based on the plate and blade model. *Optics Laser Tech.*, 2021, vol. 142, 107163. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2021.107163>
35. Gong H., Fan Q., Zhou Y., Wang D., Li P., Su T., Zhang H. Simulation of failure processes of as-cast Ti-5Al-5Nb-1Mo-1V-1Fe titanium alloy subjected to quasi-static uniaxial tensile testing. *Mater. Des.*, 2019, vol. 180, 107962. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107962>
36. Sun R., Che Z., Cao Z., Zou S., Wu J., Guo W., Zhu Y. Fatigue behavior of Ti-17 titanium alloy subjected to different laser shock peened regions and its microstructural response. *Surf. Coatings Tech.*, 2020, vol. 383, 125284. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.125284>
37. Ren Y.M., Lin X., Guo P.F., Yang H.O., Tan H., Chen J., Li J., Zhang Y.Y., Huang W.D. Low cycle fatigue properties of Ti-6Al-4V alloy fabricated by high-power laser directed energy deposition: Experimental and prediction. *Int. J. Fatig.*, 2019, vol. 127, pp. 58-73. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.05.035>

38. Kumar R., Rao A., Ganesh Sundara Raman S., Kumar V. Creep-fatigue damage simulation at multiple length scales for an aeroengine titanium alloy. *Int. J. Fatig.*, 2018, vol. 116, pp. 505-512. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.07.002>
39. Busse D., Ganguly S., Furfari D., Irving P.E. Optimised laser peening strategies for damage tolerant aircraft structures. *Int. J. Fatig.*, 2020, vol. 141, 105890. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105890>
40. Shchyglo O., Du G., Engels J.K., Steinbach I. Phase-field simulation of martensite microstructure in low-carbon steel. *Acta Mater.*, 2019, vol. 175, pp. 415-425. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.06.036>
41. Leblond J.B., Devaux J. A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. *Acta Metallurgica*, 1984, vol. 32, pp. 137-146. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90211-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90211-6)
42. Inoue T., Wang Z. Coupling between stress, temperature, and metallic structures during processes involving phase transformations. *Mater. Sci. Tech.*, 1985, vol. 1, pp. 845-850. <https://doi.org/10.1179/mst.1985.1.10.845>
43. *Fizicheskiye osnovy elektrotermicheskogo uprochneniya stali* [Physical foundations of electrothermal hardening of steel]. Kiyev, Naukova dumka, 1973. 335 p.
44. Johnson G.R., Cook W.H. *Proc. of the 7th International Symposium on Ballistics, Hague, Netherlands, April 19-21, 1983. Pp. 541-547.*
45. Hung T.P., Shi H.E., Kuang J.H. Temperature modelling of AISI 1045 steel during surface hardening processes. *Materials*, 2018, vol. 11, 1815. <https://doi.org/10.3390/ma11101815>
46. Lee S.-J., Lee Y.-K. Latent heat of martensitic transformation in a medium-carbon low-alloy steel. *Scripta Materialia*, 2009, vol. 60, pp. 1016-1019. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2009.02.042>
47. Murugesan M., Juntg D.W. Johnson Cook material and failure model parameters estimation of AISI-1045 medium carbon steel for metal forming applications. *Materials*, 2019, vol. 12, 609. <https://doi.org/10.3390/ma12040609>
48. Mahnken R., Wolff M., Cheng C. A multi-mechanism model for cutting simulations combining visco-plastic asymmetry and phase transformation. *Int. J. Solids Struct.*, 2013, vol. 50, pp. 3045-3066. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2013.05.008>

Поступила в редакцию 05.09.2022; после доработки 22.11.2021; принята к опубликованию 02.12.2022

Сведения об авторах

Багмутов Вячеслав Петрович, дтн, проф., Волгоградский государственный технический университет (ВолГТУ), 400005, г. Волгоград, пр. им. Ленина, 28; e-mail: sopromat@vstu.ru

Денисевич Денис Сергеевич, ктн, доц., Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана (НИУ) (МГТУ им. Н.Э. Баумана), 105005, г. Москва, ул. 2-я Бауманская, д. 5, к. 1; e-mail: adven148@yandex.ru

Захаров Игорь Николаевич, дтн, доц., зав. каф., ВолГТУ; e-mail: zahar@mail.ru

Романенко Михаил Дмитриевич, б/с, преп., ВолГТУ; e-mail: romanenko.mihail2009@yandex.ru

Баринов Владислав Валерьевич, б/с, асп., ВолГТУ; e-mail: 4bv@bk.ru