

Оригинальная статья

УДК 669.017: 539.2

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-4(54)-27-40

**ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ
НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ПОКРЫТИЯ
МОЛИБДЕНОВОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ**

**© 2025 г. С. А. Невский, Л. П. Бащенко, И. В. Баклухина, В. Е. Громов,
Д. Д. Михайлов, А. Н. Гостевская**

Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Изучена эволюция напряженно-деформированного состояния покрытия из молибденовой быстрорежущей стали при электронно-пучковой обработке. В основу модели были положены уравнения термоупругости и теплопроводности. В качестве основной модели пластичности материала использовали модель линейного изотропного упрочнения. На верхней границе расчетной области задавали тепловой поток с учетом потерь на испарение вещества, ее считали свободной от напряжений. На нижней границе тепловой поток и перемещения считали равными нулю. На боковых границах расчетной области задавали периодические граничные условия по температуре и перемещению. Установлены распределения температуры и компонент тензора напряжений по расстоянию от поверхности облучения в различные моменты времени. Показано, что воздействие электронного пучка приводит к формированию биполярной термоупругой волны с устойчивыми полюсами в области растягивающих и сжимающих напряжений, которые расположены на расстоянии 4,2754 и 12,826 мкм от поверхности облучения. Появление максимума растягивающих напряжений обусловлено как формированием волны растяжения, так и закалочными эффектами, а также наличием карбидных фаз. Максимум сжимающих напряжений обусловлен наложением падающей и отраженной термоупругих волн. Получено распределение эквивалентных пластических деформаций по расстоянию от поверхности облучения. Его анализ показал, что вне зависимости от времени пластической деформацией охвачен слой толщиной до 20 мкм. Наибольшие значения эквивалентной пластической деформации (примерно 1,97 – необходимо уточнить к чему относится) наблюдаются вблизи поверхности материала. Области наибольших пластических деформаций размещены в виде паттерна. Это является следствием появления максимумов положительных и отрицательных компонент тензора напряжений в интервале от 4 до 15 мкм. Такой характер распределения эквивалентных пластических деформаций объясняет появление наблюданной на электронно-микроскопических изображениях сетки микротрещин.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь, механические напряжения, электронно-пучковая обработка

Финансирование. Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>

Для цитирования: Невский С.А., Бащенко Л.П., Баклухина И.В., Громов В.Е., Михайлов Д.Д., Гостевская А.Н. Влияние электронно-пучковой обработки на напряженно-деформированное состояние покрытия молибденовой быстрорежущей стали. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;4(54):27–40. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-4\(54\)-27-40](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-4(54)-27-40)

Original article

**STRESS-STRAIN STATE OF THE SURFACE OF A HIGH-SPEED MOLYBDENUM
STEEL COATING OBTAINED BY PLASMA SURFACING**

**© 2025 S. A. Nevsky, L. P. Bashchenko, I. V. Baklushina, V. E. Gromov, D. D. Mikhailov,
A. N. Gostevskaya**

Abstract. The evolution of the stress-strain state of a molybdenum high-speed steel coating during electron beam processing has been studied. The model was based on the equations of thermoelasticity and thermal conductivity. The model of linear isotropic hardening was used as the main model of the plasticity of the material. At the upper boundary of the calculated area, the heat flow was set taking into account the evaporation losses of the substance, and it was considered stress-free. At the lower boundary, the heat flow and displacement were considered to be zero. Periodic boundary conditions for temperature and displacement were set at the lateral boundaries of the computational domain. The distributions of temperature and components of the stress tensor over the distance from the irradiation surface at various time points are established. It is shown that the action of an electron beam leads to the formation of a bipolar thermoelastic wave with stable poles in the region of tensile and compressive stresses, which are located at distances of 4.2754 and 12.826 μm from the irradiation surface. The appearance of a maximum of tensile stresses is caused by both the formation of a stretching wave and quenching effects, as well as the presence of carbide phases. The maximum of compressive stresses is caused by the superposition of incident and reflected thermoelastic waves. The distribution of equivalent plastic deformations over the distance from the irradiation surface is obtained. His analysis showed that, regardless of time, a layer up to 20 μm thick is affected by plastic deformation. The highest values (approximately 1.97) are observed near the surface of the material. The areas of greatest plastic deformations are arranged in a pattern. This is a consequence of the appearance of maxima of the positive and negative components of the stress tensor in the range from 4 to 15 μm . This distribution of equivalent plastic deformations explains the appearance of the microcrack network observed on electron microscopic images.

Keywords: high-speed steel, mechanical stresses, plasma surfacing, curved interface

Funding. The study was carried out with the financial support of the Russian Science Foundation grant No. 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>

For citation: Nevkii S.A., Bashchenko L.P., Baklushina I.V., Gromov V.E., Mikhailov D.D., Gostevskaya A.N. Stress-strain state of the surface of a high-speed molybdenum steel coating obtained by plasma surfacing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;4(54):27–40. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-4\(54\)-27-40](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-4(54)-27-40)

Введение

Перспективным способом защиты от износа оборудования metallургической и горнодобывающей промышленности является создание покрытий из быстрорежущих сталей плазменной наплавкой [1]. Такие покрытия обладают высокой прочностью, износостойкостью, адгезией и т.п. Высокие значения механических и трибологических свойств покрытий обеспечиваются наличием легирующих карбиообразующих элементов (вольфрама, молибдена, ванадия, хрома) [2]. В настоящее время в отечественной и зарубежной промышленности при создании новых марок быстрорежущих сталей наблюдается тенденция к замене дорогостоящего и дефицитного вольфрама на молибден. Такая замена позволяет многократно снизить себестоимость изделий из рассматриваемых сталей. Эти элементы расположены в одной группе и соседних периодах Периодической таблицы Д.И. Менделеева, что дает основание предполагать схожесть их воздействия на структуру и свойства быстрорежущих сталей [3]. Карбиды в быстрорежущих молибденовых сталях распределяются более равномерно, что обусловлено распадом сформировавшихся при затвердевании карбидов Me_2C на

более мелкие карбиды MeC и Me_6C при дальнейшей термической обработке [3; 4]. Эти карбиды способствуют более эффективному торможению роста зерен аустенита при нагреве стали до температур закалки по сравнению с нерастворимыми карбидами вольфрама, что приводит к формированию мелкозернистой структуры и, как следствие, высокой прочности молибденовых быстрорежущих сталей. В работе [5] изучали влияние содержания молибдена на микроструктуру и трибологические свойства покрытия из среднеэнтропийного сплава $FeCrNiMo_x$, полученного лазерной наплавкой. При увеличении мольной доли молибдена до 0,75 наблюдается повышение твердости и трибологических характеристик, что можно объяснить синергетическими эффектами упрочнения твердым раствором, формированием σ -фазы на границе зерен ГЦК-матрицы и уменьшением размера зерна. Формирование σ -фазы при увеличении содержания молибдена наблюдалось и для высокоэнтропийного сплава $CoCrFeNi$ [6], что привело к увеличению твердости с 267 до 410 HV. Введение молибдена приводит к уменьшению коэффициента линейного расширения и повышению коэффициента теплопро-

водности стали [7]. Это снижает чувствительность к образованию горячих трещин при изменении температуры детали. Несмотря на все достоинства, молибденовые быстрорежущие стали обладают склонностью к обезуглероживанию. В этой связи их плазменную наплавку и термическую обработку необходимо вести в защитной атмосфере [8]. Наиболее привлекательным элементом в качестве защитно-легирующей среды при плазменной наплавке является азот, который за счет формирования карбонитридных фаз способствует повышению микротвердости и износостойкости быстрорежущих сталей [8; 9].

Помимо применения различных видов химико-термической обработки для упрочнения поверхности наплавленного покрытия применяется электронно-пучковая обработка. Воздействие электронного пучка на материал сопровождается практически мгновенным нагревом поверхности материала ($10^8 \div 10^{10}$ К/с), за которым следует быстрое охлаждение ($10^8 \div 10^9$ К/с) [10; 11]. Это приводит к формированию высокого температурного градиента, под действием которого происходит перераспределение химических элементов, термоупругих напряжений, измельчение зерен, равномерное распределение эвтектических карбидов, а поверхность металла приобретает метастабильную структуру, благодаря чему достигаются превосходные физико-механические свойства материала без применения дорогостоящих легирующих добавок. Несмотря на все достоинства, этот вид обработки обладает рядом существенных недостатков, которые сильно ограничивают его внедрение в производство. К их числу относится необходимость проведения рассматриваемой обработки в вакууме (что лимитирует размер обрабатываемой детали), формирование на облученной поверхности микротрещин и микрократеров, которые приводят к ее огрублению и, как следствие, изнашиванию изделий [12; 13]. Особое внимание следует обратить на распространение термоупругих волн при воздействии электронных пучков [14; 15]. С скачок микротвердости на глубине около 100 мкм от лицевой поверхности для тонких пластин обусловлен наложением падающей и отраженной термоупругой волны, в результате чего образуется максимум сжимающих напряжений. Результаты расчетов [15] также показали, что обнаруженная в работе [14] биполярность термоупругой волны обусловлена сменами режимов нагрева и охлаждения. Выявлены участки удвоенного расширения у тыльной грани и удвоенного сжатия у лицевой поверхности. Математические модели [14; 15] не отвечают на вопросы о возникновении областей пластической деформации и роли фазовых переходов в обра-

зовании термоупругих волн. В работе [16] предпринята попытка учесть роль фазовых переходов при формировании температурных напряжений в процессе сварки в двумерной квазистатической постановке. Жидкая фаза моделировалась как среда модулем упругости, равным нулю. Анализ полей смещений показал, что до процесса плавления и в его начале они линейны по оси u . Затем при полном проплавлении пластины перемещения в верхней части равны заданным на ее границе. В нижней части пластины они близки к нулю. Это позволяет сделать вывод о том, что верхняя часть пластины фактически теряет связь с нижней частью и движется как свободное твердое тело [16].

Математическая модель формирования термоупругих напряжений в молибденовых быстрорежущих сталях марок М9 и М10 при воздействии электронных пучков, которая учитывает фазовые переходы, не разработана. Это затрудняет внедрение рассматриваемого вида обработки для повышения эксплуатационной стойкости деталей ответственного назначения в metallургической промышленности, так как не позволяет определить режимы воздействия, обеспечивающие высокую прочность и износостойкость. Целью настоящей работы является построение такой модели. Применение термоупругих моделей к расчету напряженно-деформированного состояния покрытий из вольфрам-молибденовых и молибденовых быстрорежущих сталей осложнено отсутствием надежных экспериментальных данных по температурным зависимостям модулей упругости и коэффициента линейного расширения. В работе [17] представлены данные на узком интервале температур. Для устранения этой проблемы применяют метод функционала плотности, реализованный в программе JMatPro [18], который дает значения, близкие к эксперименту.

Постановка задачи

В качестве модельного материала покрытия, полученного плазменной наплавкой, использовали быстрорежущую сталь марки М10 (SAE-AISI M10 (T11310) Molybdenum High-Speed Steel). Химический состав, мас. %, стали следующий: 11,9 Mo; 4,2 Cr; 3,5 Co; 1,8 V; 0,9 Si; 0,5 Mn; 0,8 C; остальное Fe. Предварительно быстрорежущую сталь подвергали высокотемпературному отпуску при температуре 560 – 580 °C в течение 1 ч. Облучение низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком осуществляли на установке СОЛО Института сильноточной электроники СО РАН по следующему режиму: плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см²; длительность импульса 50 мкс; количество импульсов 10; частота следования импульсов 0,3 с⁻¹; остаточное давле-

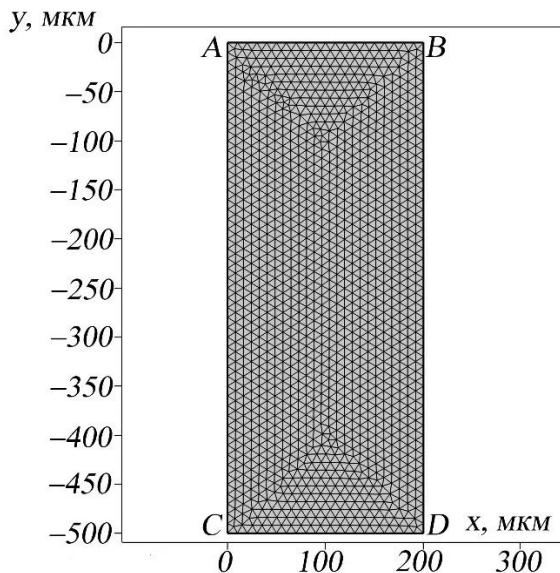


Рис. 1. Схема расчетной области
Fig. 1. Calculation area diagram

ние в камере 0,02 Па. Исследования микротвердости на различных расстояниях от поверхности облучения проводили методом Виккерса на приборе HVS-1000. Индентором служила четырехгранная алмазная пирамида, нагрузка на которую составляла 1 Н. На каждую точку профиля микротвердости приходилось не менее 30 уколов.

Расчетная область представляет собой прямоугольную пластину шириной $L = 200$ мкм и глубиной $H = 500$ мкм (рис. 1). При использовании импульсного источника высокой интенсивности нагревом материала от деформации можно пренебречь. Поэтому будем рассматривать задачу несвязной термоупруго-пластичности. Уравнение теплопроводности будет иметь вид:

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \nabla(\lambda(T)\nabla T), \quad (1)$$

где $H = \int_0^T c(T)\rho(T)dT$ – энталпия, которая является функцией температуры T ; λ – коэффициент теплопроводности.

Зависимость энталпии от температуры будет иметь следующий вид:

$$H(T) = \int_0^T C(T)\rho(T)dT; \\ c(T)\rho(T) = \begin{cases} c_s\rho_s; & T < T_s; \\ L_L\rho_L/\Delta T_1; & T_s < T < T_L; \\ c_L\rho_L; & T_L < T < T_V; \\ L_V\rho_L/\Delta T_2; & T > T_V, \end{cases} \quad (2)$$

где c – теплоемкость; ρ – плотность.

Теплопроводность тела изменяется по следующему закону:

$$\lambda = \begin{cases} \lambda_s; & T < T_s; \\ \lambda_s + \frac{\lambda_L - \lambda_s}{\Delta T_1}(T - T_s); & T_s < T < T_L; \\ \lambda_L; & T_L < T < T_V; \\ \lambda_L + \frac{\lambda_V - \lambda_L}{\Delta T_2}(T - T_V); & T > T_V, \end{cases} \quad (3)$$

где индексы S, L, V относятся к твердому телу, жидкости и газу; L_L и L_V – скрытая теплота плавления и испарения; $\Delta T_1 = \Delta T_2 = 135$ К.

Тепловой источник разместим на внешней границе расчетной области AB (рис. 1) [19]:

$$\lambda(T)\nabla T = q - q_{out}, \quad (4)$$

где q – поглощаемая плотность мощности; q_{out} – потери плотности мощности на испарение.

Функция источника q имеет вид:

$$q(t) = \begin{cases} \frac{4E_s t}{\tau^2}; & 0 < t < \tau/2; \\ -\frac{4E_s t}{\tau^2} + \frac{4E_s}{\tau}; & \tau/2 < t < \tau, \end{cases}, \quad (5)$$

где τ – длительность импульса; E_s – плотность энергии пучка электронов.

Потери на испарение вещества будут иметь следующий вид:

$$q_{out} = \frac{10^6 A_{out}}{\sqrt{2\pi k_B T_S m}} \exp\left(\frac{A_{out}}{k_B}\left(\frac{1}{T_V} - \frac{1}{T_{surf}}\right)\right), \quad (6)$$

где A_{out} – работа выхода атома из расплава; k_B – постоянная Больцмана; m – масса атома; T_V – температура испарения; T_{surf} – температура поверхности.

На границах AC и BD (рис. 1) заданы периодические граничные условия $T_{AC} = T_{BD}$, на границе CD тепловой поток будем считать равным нулю, температуру в начале облучения – 293 К.

Уравнение движения сплошной среды имеет следующий вид:

$$\rho \frac{\partial^2 \mathbf{u}}{\partial t^2} = \nabla \sigma; \quad \sigma = C / \varepsilon; \\ \varepsilon = \frac{1}{2} ((\nabla \mathbf{u})^T + \nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T \nabla \mathbf{u}) + \varepsilon_T I, \quad (7)$$

где \mathbf{u} – вектор смещений; σ – тензор напряжений; ε – тензор деформаций; I – единичный тензор; $C = C(E, v)$ – тензор упругих постоянных; $\varepsilon_T = \alpha(T - T_0)$; α – температурный коэффициент линейного расширения; T_0 – температура окружающей среды.

На границе CD (рис. 1) перемещения будут равны нулю, тогда как на границах AC и BD задаются периодические граничные условия для

перемещений $\mathbf{u}_{AC} = \mathbf{u}_{BD}$. Граница AB свободна от напряжений. Температурные зависимости модуля упругости E и коэффициента линейного расширения, рассчитанные с помощью программного комплекса JMatPro, имеют следующий вид:

$$E(T) = \begin{cases} -0,1158T + 272,51 [\text{ГПа}]; & T_0 < T < T_L; \\ 0; & T_L < T < T_s; \end{cases}$$

$$\alpha(T) = \begin{cases} 3,2772 \cdot 10^{-9} T + 1,08171 \cdot 10^{-5}; & T_0 < T < T_L; \\ 9,93 \cdot 10^{-9} T + 8,17 \cdot 10^{-6}; & T_L < T < T_V. \end{cases} \quad (8)$$

Остальные теплофизические параметры представлены в таблице.

В качестве основной модели пластичности материала использовали модель линейного изотропного упрочнения:

$$\sigma_{ys} = \sigma_{ys0} + E_{iso} \varepsilon_{pe},$$

где ε_{pe} – эквивалентная пластическая деформация; σ_{ys0} – начальный предел текучести; E_{iso} – изотропный модуль упрочнения, который определяется как

Физические свойства быстрорежущей стали Physical properties of high-speed steel

Параметр	Значение параметра для стали марки М10	Свойство
T_L , К	1673	Температура плавления
T_V , К	2326	Температура испарения
ρ_s , кг/м ³	7948	Плотность в твердом состоянии
ρ_L , кг/м ³	7080	Плотность в жидком состоянии
ρ_V , кг/м ³	7060	Плотность при температуре испарения
κ_s , Вт/(м·К)	18,27	Теплопроводность в твердом состоянии
κ_L , Вт/(м·К)	33,31	Теплопроводность в жидком состоянии
κ_V , Вт/(м·К)	34	Теплопроводность при температуре испарения
c_{ps} , Вт/(м·К)	433,69	Теплоемкость в твердом состоянии
c_{pL} , Вт/(м·К)	1103	Теплоемкость в жидком состоянии
c_{pV} , Вт/(м·К)	1000	Теплоемкость при температуре испарения
L_s , кДж/кг	84	Удельная теплота плавления
L_V , кДж/кг	6120	Удельная теплота испарения

$$\frac{1}{E_{iso}} = \frac{1}{E_{Tiso}} - \frac{1}{E}; \quad (10)$$

здесь E_{Tiso} – тангенциальный модуль упрочнения (в рассматриваемой модели будем считать равным $0,002E$).

Полученную систему уравнений модели решали методом конечных элементов, использовали треугольную сетку с размерами конечных элементов от 0,0375 до 10 мкм с фактором кривизны 0,25. Температурные зависимости модуля упругости и предела текучести рассчитывали с помощью программного комплекса JMatPro. Так как время между двумя импульсами составляло 3,29 с, то за это время поверхностный слой образца успевал остыть практически до комнатной температуры из-за высоких скоростей охлаждения (примерно 10^6 К/с). Поэтому все расчеты проводили для однократного импульса.

Результаты и обсуждение

На рис. 2, *a* представлены профили микротвердости покрытия из молибденовой быстрорежущей стали в трех состояниях: после наплавки (кривая 1), двухкратного высокотемпературного отпуска (кривая 2) и облучения электронным пучком (кривая 3). В исходном состоянии в интервале от 0 до 1 мм микротвердость изменяется в пределах от 4,97 до 5,68 ГПа (при среднем значении 5,63 ГПа), при $X > 1$ мм зависимость микротвердости имеет максимум на глубине 6 мм (кривая 1). Высокотемпературный отпуск в целом приводит к выравниванию микротвердости по глубине. В поверхностном слое толщиной 1 мм величина HV изменяется в пределах 6,72 – 7,1 ГПа, а при $X > 1$ мм – от 6,1 до 6,72 ГПа (кривая 2).

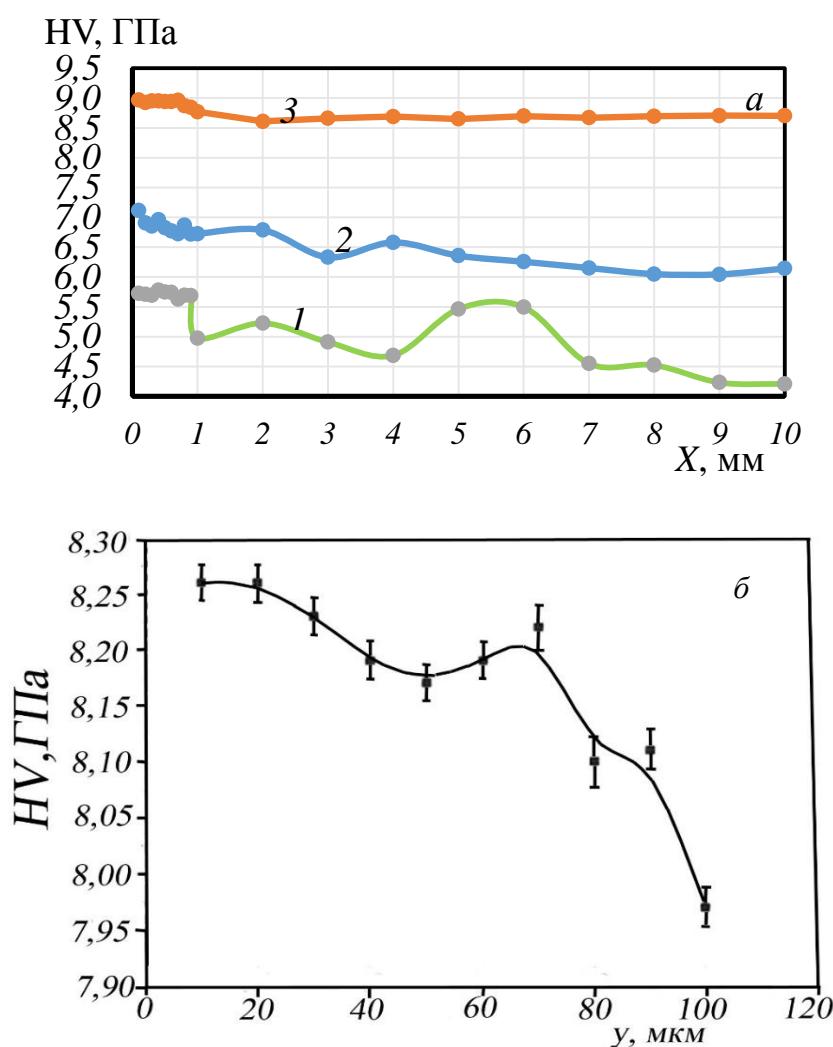


Рис. 2. Профили микротвердости покрытия из молибденовой быстрорежущей стали (*a*) и поверхностного слоя наплавки после дополнительного облучения импульсным электронным пучком (*б*) [20]:

1 – исходное состояние наплавленного слоя; 2 – состояние после однократного отпуска;

3 – состояние после дополнительного облучения импульсным электронным пучком

Fig. 2. The microhardness profiles of the molybdenum high-speed steel coating (*a*) and the surfacing surface layer after additional irradiation with a pulsed electron beam (*б*) [20]:

1 – the initial state of the deposited layer; 2 – the state after a single tempering;

3 – the state after additional irradiation with a pulsed electron beam

Электронно-пучковая обработка увеличивает микротвердость до 8,70 – 8,96 ГПа (кривая 3), кроме того, она приводит к формированию упрочненного поверхностного слоя толщиной до 100 мкм (рис. 2, б). Анализ профиля микротвердости этого слоя показывает, что на расстоянии 75 мкм от поверхности облучения наблюдается максимум микротвердости. Появление таких максимумов обусловлено закалочными эффектами, которые приводят к измельчению зернистой структуры, уменьшению размеров карбидной фазы [14; 15].

Расчет температурных полей (рис. 3) показал, что к моменту окончания действия импульса (50 мкс) температура на этой глубине остается равной начальной температуре 293 К (кривая 1), а в момент времени 500 мкс (кривая 5) – 640 К, что в 1,9 раза меньше температуры превращения в аустенит (1223 К) [21]. Закалочные эффекты не могут быть ответственны за упрочнение материала в рассматриваемой области. Поэтому обратим внимание на деформационно-волновой механизм упрочнения [19; 22] быстрорежущей стали.

На рис. 4 показано поведение компоненты тензора напряжений σ_{xx} в различные моменты времени при $x = L/2$. В процессе облучения при значениях 10 и 25 мкс (рис. 4, а, кривые 1 и 2) зависимость величины σ_{xx} от значения y имеет два максимума, которые находятся в отрицательной области. Это говорит о формировании волны сжатия в процессе нагрева образца. В

момент времени 10 мкс первый максимум приходится на расстояние 2,1377 мкм и составляет –354,46 МПа, тогда как второй на расстоянии 12,826 мкм составляет –1279,8 МПа. Температура на глубине 2,1377 мкм равна 1331 К, что превышает температуру перехода в аустенитную фазу в 1,09 раз. Это позволяет сделать вывод о том, что появление этого максимума обусловлено еще и закалочными эффектами. На глубине 12,826 мкм температура составляет всего 337 К, что говорит о волновой природе этого максимума. При величине $t = 25$ мкс максимумы остаются в отрицательной области практически на тех же расстояниях от поверхности облучения, но их значения составляют –228,09 и –1254,5 МПа. По окончанию действия импульса ($t = 50$ мкс) в области положительных напряжений на глубине 4,2754 мкм появляется максимум, значение которого составляет +421,23 МПа, в области отрицательных напряжений по-прежнему наблюдается два максимума на глубине 14,237 и 29,295 мкм (рис. 4, а, кривая 3). Увеличение времени до 60 и 75 мкс не приводит к кардинальному изменению картины распределения напряжений (рис. 4, а, кривые 4 и 5). Максимум положительных напряжений остается на прежней глубине, но его значение при $t = 60$ мкс равно +286,11 МПа, а при $t = 75$ мкс – +436,93 МПа. Первый максимум отрицательных напряжений смещается на глубину 12,826 мкм при $t = 60$ мкс и остается на

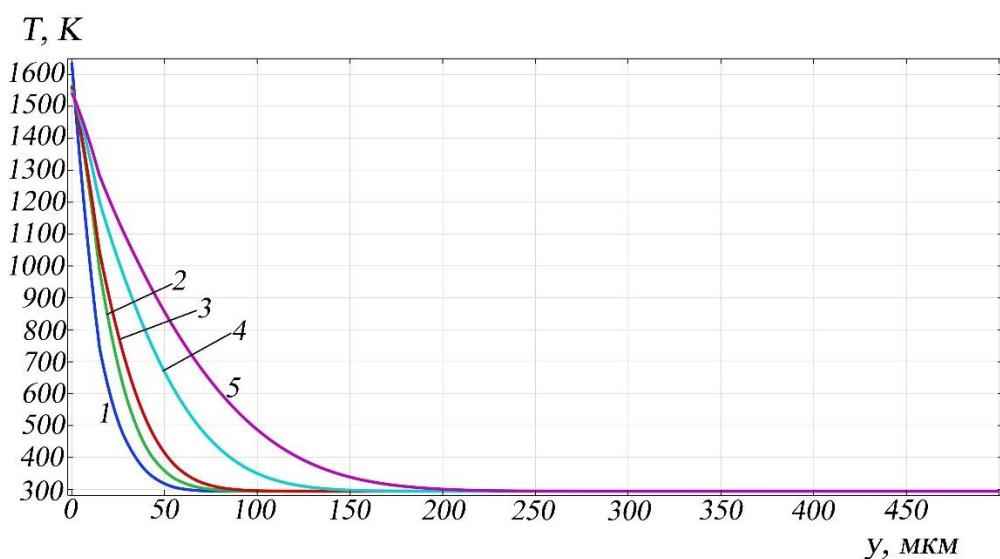


Рис. 3. Распределение температуры по глубине при $x = L/2$ в различные моменты времени:

1 – 5 – 50, 75, 100, 250, 500 мкс

Fig. 3. Temperature distribution over depth at $x = L/2$ at various time points:

1 – 5 – 50, 75, 100, 250, 500 μ s

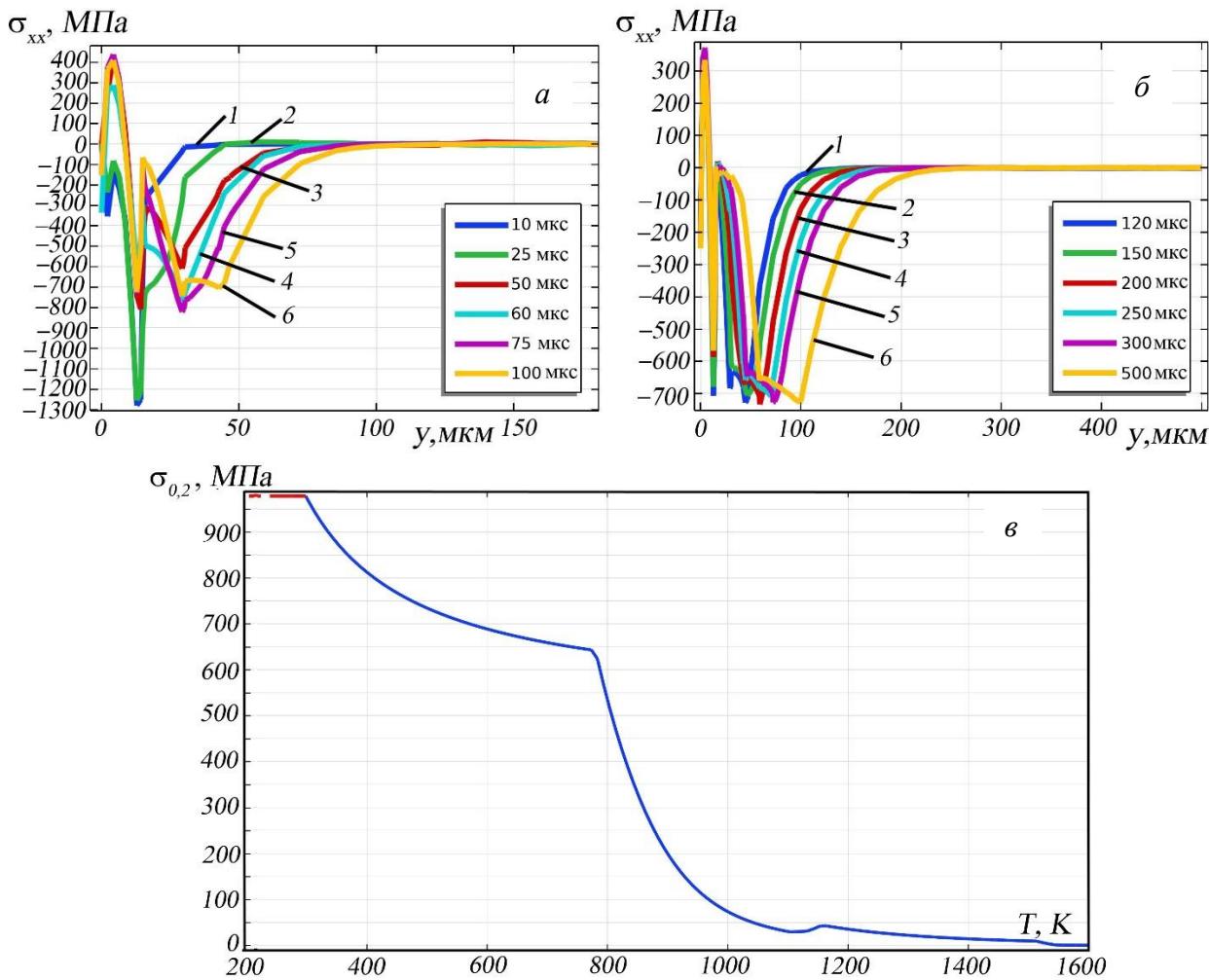


Рис. 4. Распределение компоненты тензора σ_{xx} при $x = L/2$ в различные моменты времени:

а – интервал от 10 до 100 мкс; б – интервал от 120 до 500 мкс; в – температурная зависимость предела текучести

Fig. 4. Distribution of the component of the σ_{xx} tensor at $x = L/2$ at various time points:

а – the interval from 10 to 100 μ s; б – the range from 120 to 500 μ s; в – the temperature dependence of the yield strength

прежнем месте до 100 мкс. Второй максимум рассматриваемых напряжений никуда не смещается, оставаясь на глубине 29,295 мкм. При $t = 100$ мкс в области отрицательных напряжений появляется еще один максимум, который приходится на глубину 42,717 мкм (рис. 3, б, кривая б) и составляет $-704,8$ МПа.

При значении $t > 100$ мс (рис. 4, б) максимум положительных напряжений и первый максимум отрицательных напряжений остаются на прежних глубинах 4,2754 и 12,8260 мкм. Второй и третий максимумы отрицательных напряжений смещаются с глубины 29,295 до 58,680 мкм и с 42,717 до 99,173 мкм (рис. 4, б, кривые 1 – 6). Температура на глубинах, соответствующих второму и третьему максимуму при величине $t = 500$ мкс, составляет 772,55 и 490,60 К. Значения этих максимумов в рассматриваемый моменты времени (рис. 4, б, кривая б) составляют 660,46 и $-722,73$ МПа, что находится на уровне предела текучести стали при рассматриваемых температурах (рис. 4, в). Такие напряжения не способны

сколько-нибудь значительно изменить микроструктуру материала. Появление второго и третьего максимумов сжимающих напряжений обусловлено, по-видимому, не только наложением падающей и отраженной термоупругой волны от лицевой поверхности образца, но и продвижением теплового фронта. Первый максимум отрицательных напряжений при величине $t = 500$ мкс принимает значение $-567,47$ МПа, а температура на соответствующей глубине составляет 1324,9 К. Уровень напряжений многократно превышает предел текучести при такой температуре, который составляет примерно 20,5 МПа (рис. 4, в), что свидетельствует, что рассматриваемые напряжения существенно преобразуют структуру материала.

Анализ фазовых диаграмм стали марки М10 [21] показывает, что при температуре 1324,9 К кроме феррита и аустенита наблюдаются карбиды Me_2C и Me_6C , которые являются упрочняющими фазами. Это позволяет сделать предположение о наличии на глубине 12,826 мкм пика микротвердости. Такого

пика не наблюдается (рис. 1), однако микротвердость на расстоянии 10 мкм от поверхности высокая (8,3 ГПа), что указывает на наличие сжимающих напряжений. Максимальное значение положительных напряжений на глубине 4,2754 мкм при $t = 500$ мкс составляет +333,79 МПа, а температура – 1479 К. Это также многократно превышает предел текучести рассматриваемого материала и позволяет прогнозировать спад микротвердости, однако разупрочнения материала (рис. 2) не наблюдается, что может быть объяснено наличием карбидной фазы. Появление максимумов в области растягивающих и сжимающих напряжений указывает на формирование биполярной термоупругой волны с несимметричным расположением участков сжатия и растяжения.

Распределение компоненты тензора σ_{yy} в различные моменты времени при $x = L/2$ представлено на рис. 5.

В отличие от предыдущего случая в интервале от 10 до 100 мкс в области растягивающих и сжимающих напряжений формируются устойчивые максимумы на глубинах 4,2754 и 12,286 мкм (рис. 5, *a*, кривые 1 – 6). Они остаются на своих местах и при значении $t > 100$ мкс (рис. 5, *б*, кривые 1 – 6). Значение максимума положительных напряжений при величине $t > 100$ мкс изменяется в диапазоне от +300 до +400 МПа. Причем в моменты времени $t = 50$ и 150 мкс растягивающие напряжения принимают наибольшие значение (+525 и +367 МПа). Амплитудное значение отрицательных напряжений составляет –728,28 МПа при значении $t = 75$ мкс и –701,93 МПа при $t = 120$ мкс. Распределение эквивалентных пластических деформаций, соответствующих этим моментам времени, приведено на рис. 6.

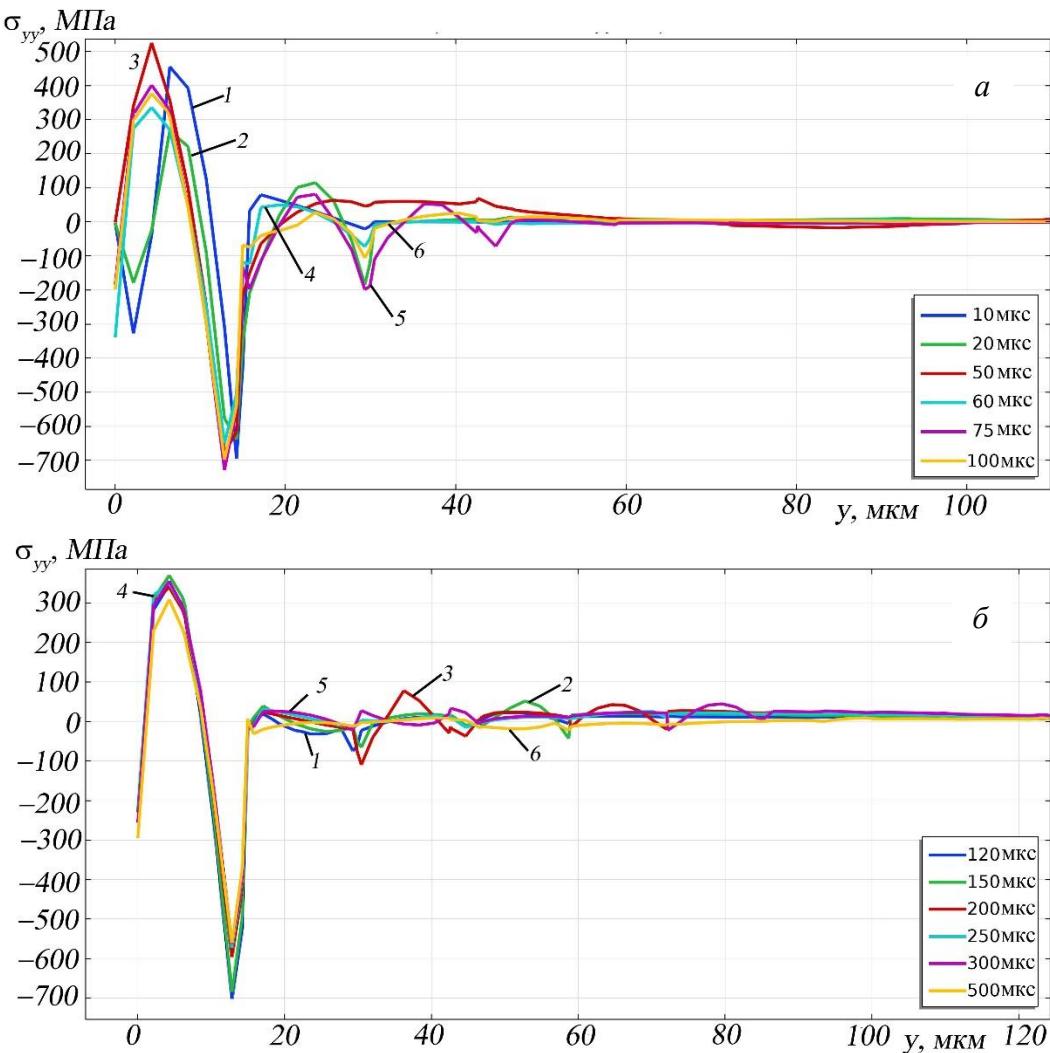


Рис. 5. Распределение компоненты тензора σ_{yy} при $x = L/2$ в различные моменты времени:
а – интервал от 10 до 100 мкс; *б* – интервал от 120 до 500 мкс

Fig. 5. Distribution of the component of the tensor σ_{yy} at $x = L/2$ at different time points:
a – is the interval from 10 to 100 μs ; *б* – interval from 120 to 500 μs

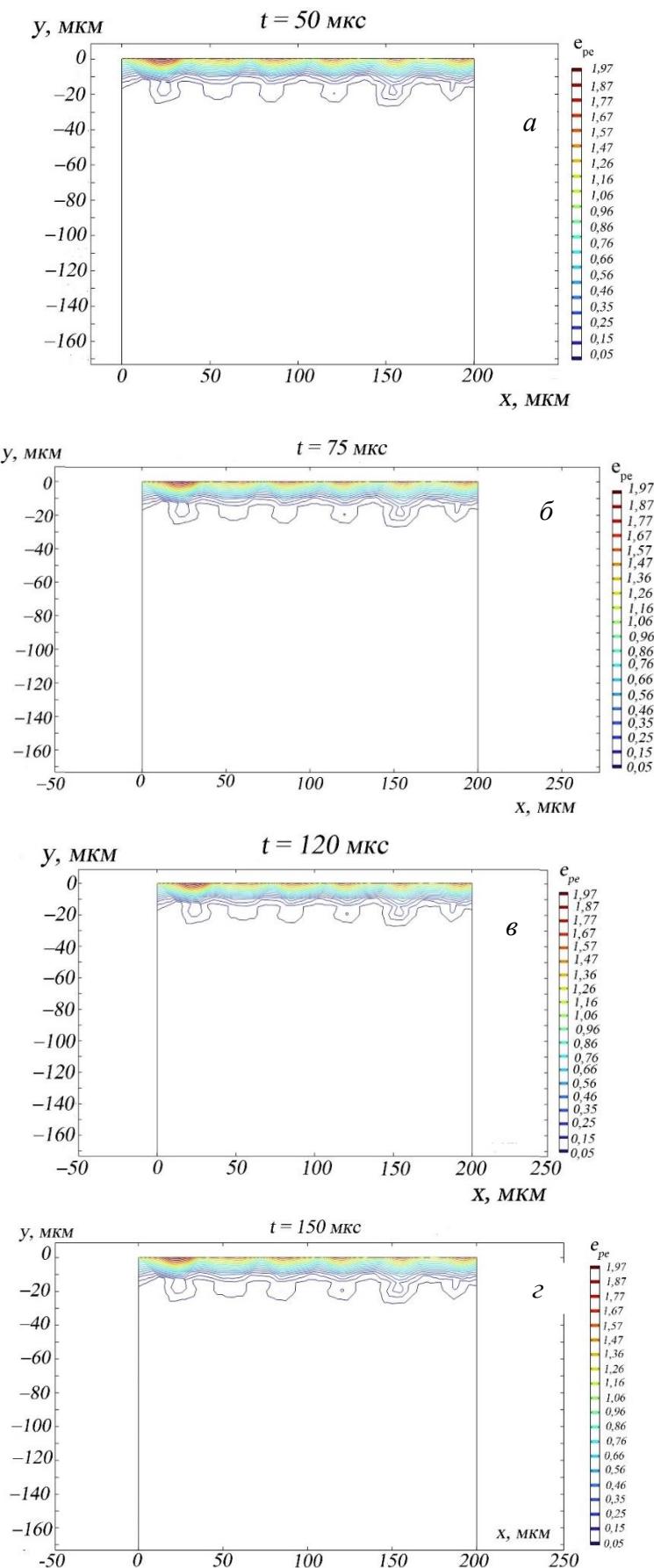


Рис. 6. Распределение эквивалентных пластических деформаций в различные моменты времени:
 $a - \varepsilon - 50, 75, 120, 150 \text{ мкс}$

Fig. 6. Distribution of equivalent plastic deformations at different time points:
 $a - \varepsilon - 50, 75, 120, 150 \mu\text{s}$

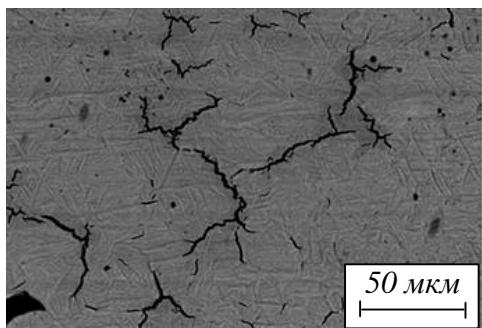


Рис. 7. Сетка микротрецин на поверхности молибденовой быстрорежущей стали [20]

Fig. 7. A grid of microcracks on the surface of molybdenum high-speed steel [20]

Видно, что вне зависимости от времени пластической деформацией охвачен слой толщиной до 20 мкм. Наибольшие значения (примерно 1,97) наблюдаются вблизи поверхности материала. Области наибольших пластических деформаций размещены в виде паттерна. Это является следствием появления максимумов положительных и отрицательных компонент тензора напряжений σ_{xx} , σ_{yy} в интервале от 4 до 15 мкм. Такой характер распределения эквивалентных пластических деформаций объясняет появление наблюданной на рис. 7 сетки микротрецин после облучения электронным пучком поверхности молибденовой быстрорежущей стали. Действительно, расстояние между центрами локализации примерно 29,5 мкм, а расстояние между микротрецинами (рис. 7) находится в интервале от 20 до 80 мкм. На образование микротрецин на поверхности облучения указывает также появление максимума растягивающих напряжений (рис. 4 и 5).

Выводы

Методом конечных элементов получены распределения нормальных компонент тензора напряжений и эквивалентных пластических деформаций в покрытии из быстрорежущей стали при электронно-пучковой обработке в различные моменты времени как в процессе облучения, так после его окончания. Установлено, что электронно-пучковая обработка приводит к формированию двухмодовой зависимости нормальных компонент термоупругих напряжений от расстояния от поверхности облучения. Устойчивый максимум растягивающих напряжений наблюдается на глубине 4,2754 мкм, а сжимающие – на расстоянии 12,826 мкм от поверхности облучения. Наличием этого максимума объясняется высокая микротвердость (8,3 ГПа) поверхностного слоя.

Эквивалентная пластическая деформация локализована в поверхностном слое толщиной 20 мкм, причем области ее наибольших значе-

ний расположены в виде паттерна с расстоянием между центрами локализации примерно 29,5 мкм. Такой характер локализации рассматриваемых деформаций объясняет появление сетки микротрецин на поверхности облучения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мозговой И.В., Шнейдер Е.А. *Наплавка быстрорежущей стали*. Омск: Изд-во ОмГТУ, 2016:200.
2. Кремнев Л.С., Онегина А.К., Виноградова Л.А. Особенности превращений, структуры и свойств молибденовых быстрорежущих сталей. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2009;12(654):13–19.
3. Кремнев Л.С. Теория легирования и создание на ее основе теплостойких инструментальных сталей и сплавов. *MuTOM*. 2008;(11):18–28.
4. Dou B., Zhang H., Tao Y. et al. Effect of Fe on type and distribution of carbides in medium-entropy high-speed steels. *Tungsten*. 2023;5:189–197.
5. Bingyan Duan, Naiming Lin, Haichao Zhao, Li Zhou, Xin Wang, Guozheng Ma, Haidou Wang, Quanxin Shi, Yucheng Wu. Microstructure and tribological performance of FeCrNiMo_x medium-entropy alloy (MEA) coatings by high-speed laser cladding: Effect of molybdenum content. *Journal of Alloys and Compounds*. 2025. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.181001>
6. Askari Marzieh, Khorrami Mahmoud Sarkari, Sohi Mahmoud Heydarzadeh. Effect of molybdenum content on the microstructural characteristic of surface cladded CoCrFeNi high entropy on AISI420 martensitic stainless steel. *Materials Today Communications*. 2025;43:111729. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2025.111729>
7. Pat. DE19508947A1. New wear resistant iron-molybdenum-tungsten alloy. Feng Dipl Ing Li; publ. 19.09.1996.
8. Малушин Н.Н., Романов Д.А., Ковалев А.П., Осетковский В.Л., Бащенко Л.П. Структурно-фазовое состояние теплостойкого сплава высокой твердости, сформированного плазменной наплавкой в среде азота и высокотемпературным отпуском. *Известия вузов. Физика*. 2019;62(10(742)):106–111. <https://doi.org/10.17223/00213411/62/10/106>
9. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Potekaev A.I., Guseva T.P. et al. Structure and properties of R18U surfacing of high-speed steel after its high tempering. *Russian Physics Journal*. 2023;66(7):731–739.
10. Ivanov K.V., Voronov A.V. Evolution of morphology, microstructure and phase composition

- of zirconia thin coating on copper as a result of low energy high current pulsed electron beam irradiation. *Surf. Coating. Technol.* 2023;456:129257.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.129257>
11. Wenhai Peng, Shengzhi Hao, Limin Zhao, Ziqi Li, Jun Chen, Jia'ni Lan, Xinglei Wang, Kaiyi Wang. Thermal stability of modified surface microstructure on WC–Co cemented carbide after high current pulsed electron beam irradiation. *Journal of Alloys and Compounds.* 2020;829:154545.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154545>
12. Qin Y., Dong C., Wang X.G., Hao S.Z., Wu A.M., Zou J.X., Liu Y. Temperature profile and crater formation induced in high-current pulsed electron beam processing. *J. Vac. Sci. Technol.* 2003;21:1934–1938.
<http://dx.doi.org/10.1116/1.1619417>
13. Qin Y., Zou J., Dong C., Wang X., Wu A., Liu Y., Hao S., Guan Q. Temperature stress fields and related phenomena induced by a high current pulsed electron beam. *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. B Beam Interact. Mater. Atoms.* 2004;225:544–554.
14. Марков А.Б., Ротштейн В.П. Термический и деформационно-волновой механизмы упрочнения углеродистой стали при воздействии высокоэнергетического сильно-точного электронного пучка. *ФиХОМ.* 1997;(6):36–41.
15. Сарычев В.Д., Волошина М.С., Громов В.Е. Математическая модель генерации термоупругих волн при воздействии концентрированных потоков энергии на материалы. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения.* 2011;8(4):71–76.
16. Галанин М.П., Гузев М.А, Низкая Т.В. *Разработка и реализация вычислительного алгоритма для расчета температурных напряжений, возникающих при нагреве металла, с учетом фазовых переходов.* Препринты ИПМ им. М.В. Келдыша. 2005;139:19.
17. Марочник стаей и сплавов / Под ред. А.С. Зубченко. Москва: Машиностроение, 2003:782.
18. Saunders N., Guo, U.K.Z., Li X. et al. Using JMatPro to model materials properties and behavior. *JOM.* 2003;55:60–65.
<https://doi.org/10.1007/s11837-003-0013-2>
19. Konovalov S., Chen X., Sarychev V., Nevskii S., Gromov V., Trtica M. Mathematical modeling of the concentrated energy. *Metals.* 2017;7(4):1–18.
20. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Баклушина И.В., Емельюшин А.Н., Шлярова Ю.А. *Плазменная наплавка быстрорежущей молибденовой стали: структура и свойства.* Новокузнецк: Полиграфист, 2025:176
21. Yuriev A.B., Ivanov Y.F., Gromov V.E., Klopotov A.A., Minenko S.S., Chapaikin A.S., Semin A.P. Structure and properties of surfacing made of high-entropy high-speed steel. *Russ Phys J.* 2024;67:915–922.
<https://doi.org/10.1007/s11182-024-03196-z>
22. Майер А.Е., Яловец А.П. Механические напряжения в облучаемой мишени с возмущенной поверхностью. *ЖТФ.* 2006;76(Б.4):67–73.

REFERENCES

1. Mozgovoy I.V., Shneider E.A. *Surfacing of high-speed steel.* Omsk: OmSTU Publishing House, 2016:200. (In Russ.).
2. Kremnev L.S., Onegin A.K., Vinogradova L.A. Features of transformations, structures and properties of molybdenum high-speed steels. *Metallization and heat treatment of metals.* 2009;12(654):13–19. (In Russ.).
3. Kremnev L.S. The theory of alloying and the creation of heat-resistant tool steels and alloys based on it. *MiTOM.* 2008;(11):18–28. (In Russ.).
4. Dou B., Zhang H., Tao Y. et al. Effect of Fe on type and distribution of carbides in medium-entropy high-speed steels. *Tungsten.* 2023;5:189–197.
5. Bingyan Duan, Naiming Lin, Haichao Zhao, Li Zhou, Xin Wang, Guozheng Ma, Haidou Wang, Quanxin Shi, Yucheng Wu. Microstructure and tribological performance of FeCrNiMo_x medium-entropy alloy (MEA) coatings by high-speed laser cladding: Effect of molybdenum content. *Journal of Alloys and Compounds.* 2025.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.181001>
6. Askari Marzieh, Khorrami Mahmoud Sarkari, Sohi Mahmoud Heydarzadeh. Effect of molybdenum content on the microstructural characteristic of surface cladded CoCrFeNi high entropy on AISI420 martensitic stainless steel. *Materials Today Communications.* 2025;43:111729.
<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2025.111729>
7. Pat. DE19508947A1. New wear resistant iron-molybdenum-tungsten alloy. Feng Dipl Ing Li; publ. 19.09.1996.
8. Malushin N.N., Romanov D.A., Kovalev A.P., Osetkovsky V.L., Bashchenko L.P. The structural and phase state of a heat-resistant alloy of high hardness formed by plasma surfacing in nitrogen and high-temperature tempering. *Izvestiya vuzov. Physics.* 2019;62(10(742)):106–111. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17223/00213411/62/10/106>
9. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Potekaev A.I., Guseva T.P. et al. Structure and properties of

- r18u surfacing of high-speed steel after its high tempering. *Russian Physics Journal.* 2023;66(7):731–739.
- 10.** Ivanov K.V., Voronov A.V. Evolution of morphology, microstructure and phase composition of zirconia thin coating on copper as a result of low energy high current pulsed electron beam irradiation. *Surf. Coating. Technol.* 2023;456:129257.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.129257>
- 11.** Wenhai Peng, Shengzhi Hao, Limin Zhao, Ziqi Li, Jun Chen, Jia’ni Lan, Xinglei Wang, Kaiyi Wang. Thermal stability of modified surface microstructure on WC–Co cemented carbide after high current pulsed electron beam irradiation. *Journal of Alloys and Compounds.* 2020;829:154545.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154545>
- 12.** Qin Y., Dong C., Wang X.G., Hao S.Z., Wu A.M., Zou J.X., Liu Y. Temperature profile and crater formation induced in high-current pulsed electron beam processing. *J. Vac. Sci. Technol.* 2003;21:1934–1938.
<http://dx.doi.org/10.1116/1.1619417>
- 13.** Qin Y., Zou J., Dong C., Wang X., Wu A., Liu Y., Hao S., Guan Q. Temperature stress fields and related phenomena induced by a high current pulsed electron beam. *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. B Beam Interact. Mater. Atoms.* 2004;225:544–554.
- 14.** Markov A.B., Rotstein V.P. Thermal and deformation-wave mechanisms of carbon steel hardening under the influence of a high-energy high-current electron beam. *Fizicheskaya Chimia.* 1997;(6):36–41. (In Russ.).
- 15.** Sarychev V.D., Voloshina M.S., Gromov V.E. Mathematical model of thermoelastic wave generation under the influence of concentrated energy flows on materials. *Fundamental problems of modern materials science.* 2011;8(4):71–76. (In Russ.).
- 16.** Galanin M.P., Guzev M.A., Low T.V. Development and implementation of a computational algorithm for calculating temperature stresses occurring during metal heating, taking into account phase transitions. *Preprints of the IPM named after M.V. Keldysh.* 2005;139:19. (In Russ.).
- 17.** Zubchenko A.S. ed. *Vintage of steels and alloys.* Moscow: Machine Building, 2003:782. (In Russ.).
- 18.** Saunders N., Guo U.K.Z., Li X. et al. Using JMatPro to model materials properties and behavior. *JOM.* 2003;55:60–65.
<https://doi.org/10.1007/s11837-003-0013-2>
- 19.** Konovalov S., Chen X., Sarychev V., Nevenskii S., Gromov V., Trtica M. Mathematical modeling of the concentrated energy. *Metals.* 2017;7(4):1–18.
- 20.** Yuriev A.B., Ivanov Y.F., Gromov V.E., Klopotov A.A., Minenko S.S., Chapaikin A.S., Semin A.P. Structure and properties of surfacing made of high-entropy high-speed steel. *Russ. Phys. J.* 2024;67:915–922.
<https://doi.org/10.1007/s11182-024-03196-z>
- 21.** Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Baklushina I.V., Emelyushin A.N., Shlyarova Yu.A. *Plasma surfacing of high-speed molybdenum steel: structure and properties.* Novokuznetsk: Polygraphist, 2025:176. (In Russ.).
- 22.** Mayer A.E., Yalovets A.P. Mechanical stresses in an irradiated target with a perturbed surface. *ZHTF.* 2006;76(4):67–73. (In Russ.).

Сведения об авторах

Сергей Андреевич Невский, д.т.н., профессор кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru
ORCID: 0000-0001-7032-9029
SPIN-код: 1424-5899

Людмила Петровна Бащенко, к.т.н., доцент кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: luda.baschenko@gmail.com
ORCID: 0000-0003-1878-909X
SPIN-код: 5942-8145

Ирина Викторовна Баклухина, заместитель директора Института открытого образования, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: baklushina_iv@sibsiu.ru
ORCID: 0000-0003-4487-3260
SPIN-код: 9087-6310

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343
SPIN-код: 2834-4090

Дмитрий Денисович Михайлов, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: dima.mi1999@mail.ru
SPIN-код: 9743-6397

Анастасия Николаевна Гостевская, преподаватель кафедры механики и машиностроения, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: lokon1296@mail.ru
ORCID: 0000-0002-7328-5444
SPIN-код: 2230-2454

Information about the authors:

Sergei A. Nevskii, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
E-mail: nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru
ORCID: 0000-0001-7032-9029
SPIN-код: 1424-5899

ORCID: 0000-0002-5147-5343

SPIN-код: 2834-4090

Lyudmila P. Bashchenko, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department. of Thermal Power Engineering and Ecology, Siberian State Industrial University
E-mail: luda.baschenko@gmail.com
ORCID: 0000-0003-1878-909X
SPIN-код: 5942-8145

Dmitriy D. Mikhailov, Postgraduate student of the Department of Natural Sciences. Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University
E-mail: dima.mi1999@mail.ru
SPIN-код: 9743-6397

Irina Viktorovna Baklushina, Deputy Director Institute of Open Education, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-4487-3260
E-mail: baklushina_iv@sibsiu.ru
SPIN-код: 9087-6310

Anastasia N. Gostevskaya, Lecturer of the Department of Mechanics and Mechanical Engineering, Siberian State Industrial University
E-mail: lokon1296@mail.ru
ORCID: 0000-0002-7328-5444
SPIN-код: 2230-2454

Поступила в редакцию 04.08.2025

После доработки 03.09.2025

Принята к публикации 15.09.2025

Received 04.08.2025

Revised 03.09.2025

Accepted 15.09.2025

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof. Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
E-mail: gromov@physics.sibsiu.r