

Оригинальная статья

УДК 532.5:669.017

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-1(47)-19-34

МОДЕЛЬ КОНВЕКТИВНОГО ТЕПЛОПЕРЕНОСА В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

**© 2024 г. В. Д. Сарычев, С. А. Невский, А. Ю. Грановский, Л. П. Башченко,
Д. В. Шамсутдинова**

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

Аннотация. Предложена модель конвективного перемешивания при обработке низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками высоконентропийных расплавов систем AlCoCrFeNi и CuBiSnInPb с учетом испарения с поверхности материалов. В основу модели положены представления, что обработка концентрированными потоками энергии приводит к возникновению в расплавленном слое вихревых паттернов. Механизм их образования заключается в том, что наличие градиента температур в расплавленном слое приводит к возникновению термокапиллярной конвекции. Основными уравнениями модели конвективного течения являются уравнения Навье-Стокса, теплопереноса в жидких средах и граничные условия с учетом оттока испарившегося материала. Решение этих уравнений методом конечных элементов проводилось для двух случаев. В первом случае не учитывалась зависимость теплофизических параметров от температуры, а во втором данная зависимость была учтена. В первом случае на стадии нагрева течение расплава AlCoCrFeNi носит ламинарный характер. Неустойчивость течения наблюдается на границе расплав/твердое тело. Стадия остывания характеризуется образованием вихревых течений. Формирование вихрей происходит как на расстояниях, близких к радиусу пятна облучения, так и в центральной области. В случае сплава CuBiSnInPb наблюдается такая же картина с той лишь разницей, что процессы конвективного течения протекают быстрее из-за меньших значений поверхностного натяжения и температуры ликвидуса. Во втором случае электронно-пучковая обработка приводит к формированию многовихревого паттерна, который, развиваясь на стадии нагрева, захватывает все новые области материала. На стадии остывания наблюдается слияние вихрей и формирование стационарного ламинарного течения.

Ключевые слова: термокапиллярная неустойчивость, конвективные течения, высокоэнтропийные сплавы, вихревой паттерн, испарение, метод конечных элементов

Финансирование: Исследование выполнено за счет гранта ФГБОУ ВО «СибГИУ» договор № 128/2023 от 02.06.2023 и гранта Российского научного фонда (проект № 22-79-10229 (исследование комбинированной термокапиллярной неустойчивости и неустойчивости Кельвина-Гельмольца)).

Для цитирования: Сарычев В.Д., Невский С.А., Грановский А.Ю., Башченко Л.П., Шамсутдинова Д.В. Модель конвективного теплопереноса в высоконентропийных сплавах при электронно-пучковой обработке. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;1(47):19–34.
[http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1\(47\)-19-34](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1(47)-19-34)

Original article

MODEL OF CONVECTIVE HEAT TRANSFER IN HIGH-ENTROPY ALLOYS DURING ELECTRON BEAM PROCESSING

© 2024 V. D. Sarychev, S. A. Nevskii, A. Y. Granovskii, L. P. Bashchenko, D. V. Shamsutdinova

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. A model of convective mixing is proposed for processing high-entropy melts of AlCoCrFeNi and CuBiSnInPb systems with low-energy high-current electron beams, taking into account evaporation from the surface of materials. The model is based on the idea that processing with concentrated energy flows leads to the appearance of vortex patterns in the molten layer. The mechanism of their formation lies in the fact that the presence of a temperature gradient in the melted layer leads to the occurrence of thermocapillary convection. The convective flow model is based on the Navier-Stokes equations, heat transfer in liquid media and boundary conditions taking into account the outflow of evaporated material. The solution of these equations by the finite element method was carried out for two cases. In the first case, the dependence of thermophysical parameters on temperature was not taken into account, and in the second, this dependence was taken into account. It showed that in the first case in the AlCoCrFeNi melt at the heating stage, the melt flow is laminar. The instability of this flow is observed at the "melt/solid" boundary. The cooling stage is characterized by the formation of vortex flows. The formation of vortices occurs both at a distance close to the radius of the irradiation spot and in the central region. In the case of the CuBiSnInPb alloy, the same pattern is observed, with the only difference that the convective flow processes proceed faster due to lower values of surface tension and liquidus temperature compared to the previous case. In the second case, electron beam processing leads to the formation of a multi-vortex pattern, which, developing at the heating stage, captures all new areas of the material. At the cooling stage, the fusion of vortices and the formation of a stationary laminar flow is observed.

Keywords: thermocapillary instability, convective flows, high-entropy alloys, vortex pattern, evaporation, finite element method

Funding: The study was carried out at the expense of the grant of the SibSIU contract No. 128/2023 dated 06/02/2023 and the grant from the Russian Science Foundation (Project No. 22-79-10229 (study of combined thermocapillary instability and Kelvin-Helmholtz instability)).

For citation: Sarychev V.D., Nevskii S.A., Granovskii A.Yu., Bashchenko L.P., Shamsutdinova D.V. Model of convective heat transfer in high-entropy alloys during electron beam processing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;1(47):19–34. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1\(47\)-19-34](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1(47)-19-34)

Введение

В последнее время интенсивно изучается воздействие концентрированных потоков энергии, в частности, низкоэнергетических субволновых электронных пучков на структуру, фазовый состав и механические свойства металлических материалов различного химического состава [1 – 3]. Преимущества этого вида обработки заключаются в том, что ее импульсно-периодический характер позволяет, с одной стороны, увеличить время нахождения поверхностных слоев в расплавленном состоянии, а с другой – обеспечить закалочные эффекты, приводящие к формированию субмикро- и наноразмерной структуры [4]. С другой стороны, недостатком электронно-пучковой обработки (ЭПО) является формирование на поверхности материалов кратеров [5], которые являются опасными концентраторами напряжений при знакопеременном циклическом нагружении. Именно поэтому необходим выбор таких режимов обработки, при которых влияние кратеров было бы минимально, а толщина модифицированного слоя превышала бы размер повреждаемого при эксплуатации слоя. Для поиска таких режимов нужна информация о механизмах воздействия ЭПО на структуру и свойства материалов. Особенно это

касается нового класса материалов – высокоэнтропийных сплавов (ВЭС). Как показано в работах [6, 7], многократное облучение сплавов CrFeCoNiMo [6] и CoCrFeNiMo_{0,2} [7] электронным пучком с плотностью энергии 4 Дж/см² и длительностью импульса 1,5 мкс приводит к формированию зоны оплавления, толщина которой растет с увеличением количества импульсов. Электронно-микроскопические исследования показали, что зона оплавления имеет кристаллическую структуру со средним размером кристаллитов 109 нм [7]. Такая структура способствует повышению микротвердости материала с 300 HV до 392,3 HV, что на 30,5 % больше, чем у необработанного образца. Механизм повышения твердости и износостойкости сплава CoCrCuFeNiV_x, полученного спеканием и электронно-пучковым переплавлением, изучен в работе [8]. В этой работе показано, что ванадий снижает энталпию сплава CoCrCuFeNiV_x и способствует стабилизации фазы твердого ГЦК раствора. Твердость сплава CoCrCuFeNiV может достигать 408,4 HV, что на 35,4 % выше, чем у сплава CoCrCuFeNi (301,5 HV). Износостойкость сплава CoCrCuFeNiV значительно повышается за счет образования упрочняющего слоя и оксидной пленки на поверхности, а скорость

износа снижается на 80,6 %. В работах [9 – 11] показано, что ВЭС, полученные селективным электронно-пучковым плавлением, обладают высокими механическими свойствами, что обусловлено формированием структур и фаз микро- и наноразмерного диапазонов. В работе [9] установлено, что полученный сплав $\text{Al}_{0,5}\text{CrMoNbTa}_{0,5}$ состоит из двух зон с двумя многокомпонентными твердыми растворами, которые отличаются только содержанием алюминия. В работе [10] исследованы механические и электрохимические свойства эквимолярного ВЭС (AlCoCrFeNi), полученного методом селективной электронно-лучевой плавки. При таком методе получения по сравнению с традиционными литейными технологиями механические и электрохимические свойства улучшены. В работе [11] показано, что селективная электронно-лучевая плавка (СЭЛП) способствует формированию двухфазной структуры сплава AlCoCrFeNi , состоящей из объемноцентрированной кубической (ОЦК) матрицы твердого раствора с равномерно распределенными гранецентрированными кубическими (ГЦК) структурированными осадками. Обработка, включающая предварительный нагрев, может обеспечить образование богатых медью ГЦК-фаз с игольчатой и сферической морфологией, а также нанотрубок, которые осаждаются *in situ* из метастабильной ОЦК-матрицы (B2). Прочность на сжатие и пластичность этого сплава превосходят показатели ВЭС, обработанных методом селективного лазерного плавления. Кроме того, использование последующего селективного электронно-лучевого переплава может привести к более высокой относительной плотности, более тонкой микроструктуре и улучшенным свойствам при сжатии [11]. В частности, образцы SEB-RM продемонстрировали лучшую прочность на сжатие (2572 МПа), предел текучести (870 МПа) и деформацию (18,3 %). Улучшенные механические свойства образцов SEB-RM можно объяснить измельчением зерен и осаждением ГЦК-фазы, главным образом вдоль границ зерен. Это позволяет по-новому взглянуть на двухфазные ВЭС, изготовленные с помощью комбинации процессов аддитивного производства и селективного электронно-лучевого переплава.

Результаты работы [12] показывают, что по структуре и фазовому составу сплав AlCrTiNbMo , наплавленный электронным пучком на подложку из Ti600, представлен двумя фазами твердого раствора ОЦК A2 и B2, а также фазами Лавеса Ti_3Al и интерметаллическим соединением Mo_3Al_8 . Результаты испытаний на твердость и износостойкость показали, что микротвердость покрытия составляет 813,5 HV, в то

время как микротвердость подложки – 370,7 HV. Потеря массы покрытия после испытания на износ составляет всего 1,02 мг, в то время как потеря массы Ti600 – 38,81 мг. На основании полученных данных можно сделать вывод о том, что покрытие AlCrTiNbMo обладает превосходной износостойкостью и широкими перспективами применения. В работе [13] покрытия сплава NiCoCrAlYSiHf , нанесенные методом дугового ионного напыления, были модифицированы путем облучения сильноточным импульсным электронным пучком (СИЭП) в различных режимах. Грубая поверхность исходного покрытия была полностью модифицирована. Были получены модифицирующие эффекты облучения СИЭП, включая чистовую обработку поверхности, оптимизацию состава и корректировку микроструктуры. Проведено сравнительное исследование переходных процессов окисления исходного и облученного покрытий при температуре 1100 °C в течение 10 ч. Результаты эксперимента показали, что эффекты переплава, вызванные облучением СИЭП, могут значительно влиять на поведение термически выращенных оксидов, проявляясь в быстром образовании слоя $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ на переходной стадии окисления, который гарантирует защитный эффект данных покрытий на последующих стадиях этого процесса. Таким образом, электронный пучок способствует существенным преобразованиям структуры и изменению механических и трибологических свойств ВЭС.

Один из возможных механизмов – образование конвективных течений в ванне расплава, полученных при воздействии электронного пучка. Причиной их возникновения является действие термокапиллярных сил [14 – 16]. Явление термокапиллярной конвекции исследовалось во многих работах. В работе [14] установлено, что при достижении числом Марангони достаточно больших значений формируется двухвихревое течение. В работе [15] предложена математическая модель тепломассопереноса в облучаемой интенсивным пучком заряженных частиц мишени, включающая в себя уравнения механики сплошных сред и кинетическое уравнение для быстрых частиц, замыкаемые широкодиапазонным уравнением состояния. Результаты расчетов показали, что основным механизмом жидкофазного тепло- и массопереноса является термокапиллярная конвекция [15], причем она реализуется, когда длительность импульса много меньше характерного времени распространения тепла. В приповерхностном слое формируются два вихря, которые движутся в противоположных направлениях. Образование большого вихря обусловлено наличием силы поверхностного

натяжения, которая зависит от температуры, а образование малого вихря связано с тем, что приток жидкости, вовлекаемой в движение большого вихря, больше, чем отток, и, как следствие, происходит образование вихря застойной области [14, 15]. В работе [16] также обнаружено двухвихревое течение, причем по мере приближения к границе раздела «жидкость/твердое тело» два вихря объединяются в один, что приводит к стационарному течению. Отсюда следует, что картины течения однокомпонентных и бинарных сплавов при воздействии электронных пучков являются весьма сложными и неоднозначными.

Для сплавов с пятью и более компонентами картины течения расплавов практически не изучались. Это обусловлено отсутствием надежных данных о теплофизических свойствах, вязкости и поверхностном натяжении. Расчет поверхностного натяжения и вязкости для сплавов трех и более компонентов уже является нетривиальной задачей [17], поэтому прибегают к экспериментальным данным. В работах [18, 19] для ВЭС CuBiSnInPb получены температурные зависимости поверхностного натяжения и кинематической вязкости. Для сплава AlCoCrFeNi такие данные отсутствуют в научной литературе, однако в работах [20, 21] приведены значения теплопроводности и плотности, которые можно экстраполировать на жидкое состояние. Для определения остальных параметров следует

прибегнуть к правилу смеси $X = \sum_{i=1}^5 \alpha_i x_i$ (где α

и x – объемная доля и параметр i -го компонента смеси соответственно). Не менее важным фактором является испарение с поверхности материала, которое значимо при плотности теплового потока больше $10^5 \text{ Вт}/\text{см}^2$ [22, 23]. В этих работах показано, что возникает испарительно-капиллярная неустойчивость, которая приводит к появлению периодического изменения температуры, в результате чего возникают периодические термокапиллярные силы и силы давления отдачи паров, которые усиливают амплитуду начальных возмущений.

В настоящей работе будут проведены исследования характера конвективных течений в высокоэнтропийных расплавах AlCoCrFeNi и CuBiSnInPb с учетом испарения с поверхности материалов.

Постановка задачи

Для моделирования конвективных течений в высокоэнтропийных расплавах будем решать осесимметричную задачу для уравнений Навье-Стокса и теплопереноса [24], которые имеют вид:

$$\begin{aligned} \rho \left(\frac{\partial \vec{u}}{\partial t} + \vec{u} \nabla \vec{u} \right) &= -\nabla p + \mu \Delta \vec{u}; \\ \nabla \cdot \vec{u} &= 0; \quad \rho C_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \vec{u} \nabla T \right) = \nabla \cdot (k \nabla T). \end{aligned} \quad (1)$$

Схема расчетной области представлена на рис. 1. На границе AB задаются следующие условия:

$$\begin{aligned} -\vec{n} \cdot \vec{q} &= q_0(r, t) - q_{out}(T) = \frac{E_s}{t_0} \exp \left(-\frac{r^2}{R_0^2} \right) \theta(t) - \\ &- \dot{m}(T) L_V; \end{aligned} \quad (2)$$

$$p = p_0 + p_V; \quad p_V = \frac{1+\beta}{2} (p_c - p_0),$$

где p_V – давление отдачи паров; p_c – давление Клайперона;

$\dot{m}(T) = (1-\beta) \sqrt{\frac{M}{2\pi RT}} p_0 \exp \left(\frac{L_V M (T - T_V)}{RT T_V} \right)$ – поток массы через границу раздела; M – молярная масса; R – универсальная газовая постоянная; T_V – температура испарения; T – температура; L_V – удельная теплота испарения; β – коэффициент; p_0 – начальное давление; E_s – плотность энергии пучка электронов; t_0 – длительность импульса; R_0 – радиус пятна облучения.

На границах BC, DC :

$$\vec{n} \cdot \vec{q} = 0; \quad \vec{n} \cdot \vec{v} = 0. \quad (3)$$

Поставленную задачу решали методом конечных элементов в программе Comsol Multiphysics. Для моделирования свободной поверхности использовался метод движущихся сеток. В таблице приведены входные параметры задачи. Значения поверхностного натяжения и кинематической вязкости сплава CuBiSnInPb брали из работ [18, 19], теплофизические постоянные (теплопроводность, плотность) сплава AlCoCrFeNi – из работ [20, 21]. Остальные параметры рассчитывали по правилу смеси.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 представлены картины течения ВЭС AlCoCrFeNi в различные моменты времени. На стадии нагрева при $t < t_0$ течение расплава носит ламинарный характер. Неустойчивость данного течения наблюдается на границе «расплав/твердое тело» (рис. 2, $a - \varepsilon$). Одной из причин возникновения возмущений на данной границе является совместное протекание термокапиллярной неустойчивости и неустойчивости Кельвина-Гельмгольца. На стадии нагрева также

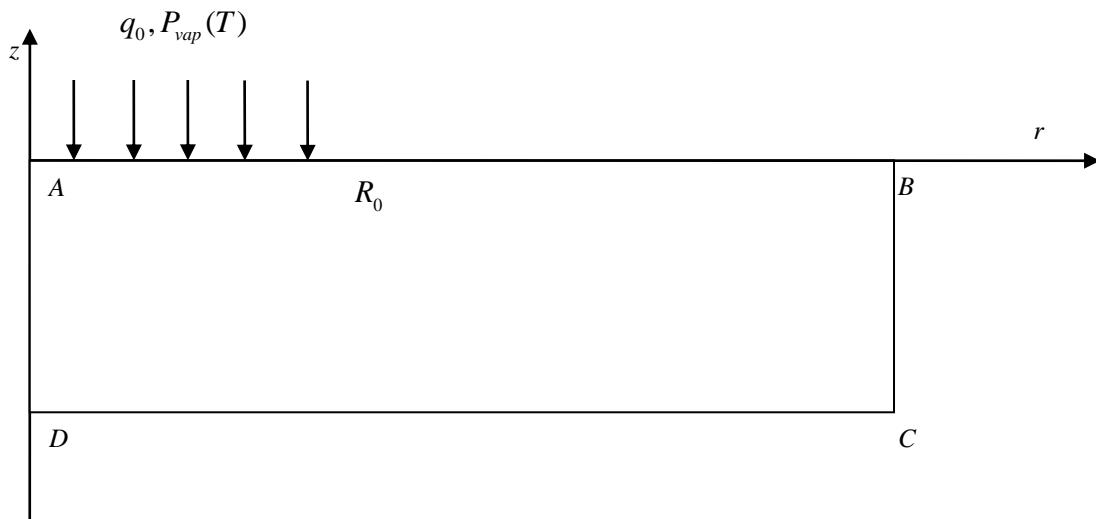


Рис. 1. Схема расчетной области
Fig. 1. The scheme of the calculation area

идет интенсивное плавление поверхностного слоя. Средняя толщина слоя, занятого расплавом к моменту окончания действия импульса t_0 , составляет примерно 10 мкм (рис. 2, ϱ). Анализ картин течения расплава показывает, что на этой стадии происходят вынос расплава от центра к периферии и образование кратера. Стадия остывания характеризуется образованием вихревых течений (рис. 2, δ – φ). Формирование вихрей происходит как на расстояниях, близких к радиусу пятна облучения, так и при $r > 0$. Это, в свою очередь, приводит к нарастанию возмущения

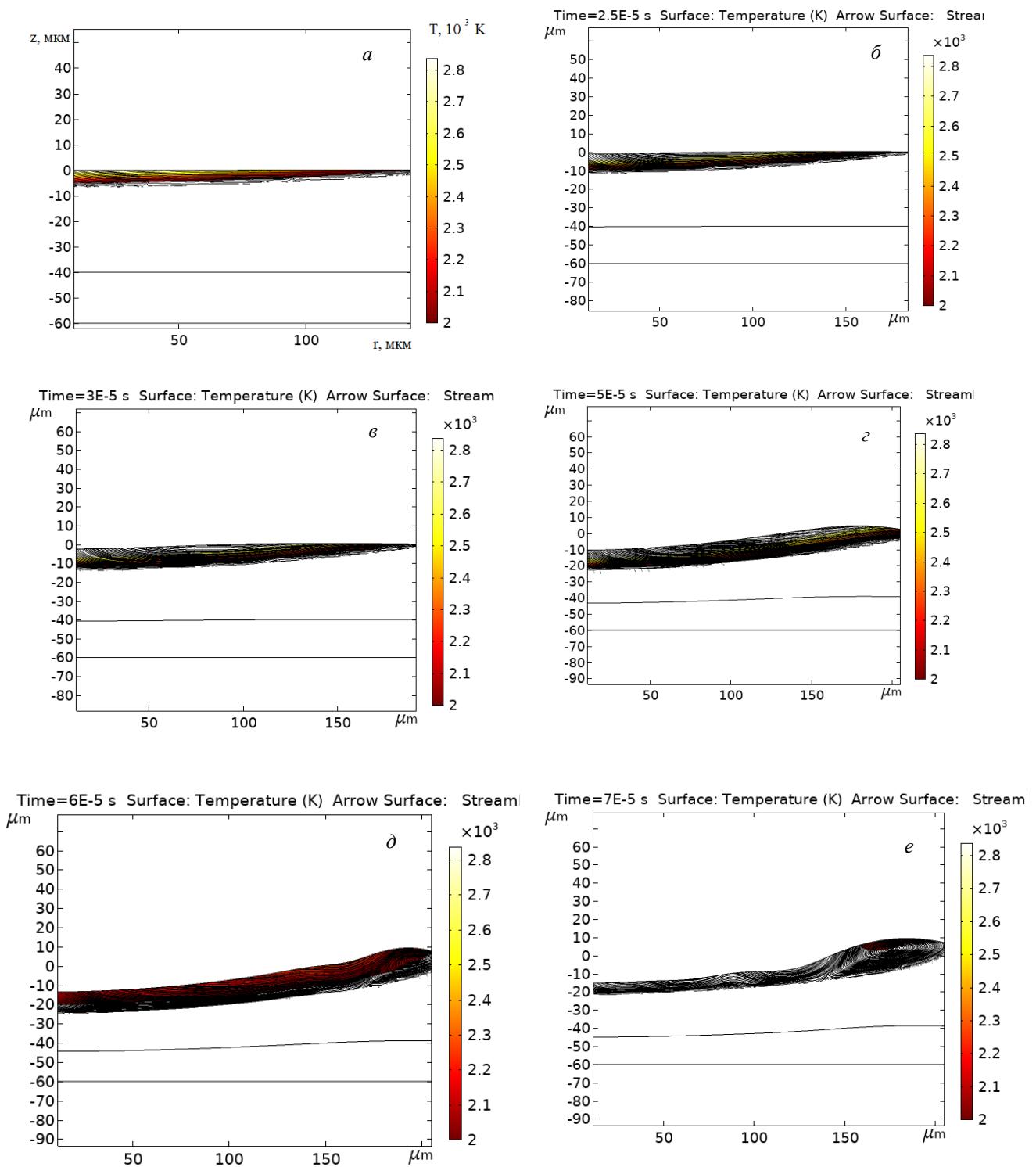
границы расплава и окончательному формированию кратера.

Подобное поведение расплава наблюдалось при обработке поверхности металлических материалов лазером [14], высокоэнергетическим электронным пучком [15]. Следует обратить внимание на то, что в периферийных областях пятна облучения расплавленные слои существуют при $t > 90$ мкс (рис. 2, φ), тогда как в центре кратера расплав прекращает свое существование при $t = 70$ мкс (рис. 2, ϑ). Такая конфигурация ванны расплава обусловлена линейной

Т а б л и ц а

Характеристики материалов и входные параметры задачи
Table. Material characteristics and task input parameters

Обозначение, размерность	Сплав		Характеристика
	AlCoCrFeNi	CuBiSnInPb	
T_m , К	1768	1153	Температура плавления
T_v , К	2100	3000	Температура испарения
ρ_L , кг/м ³	6890	8675	Плотность жидкой фазы
ρ_s , кг/м ³	7000	9207	Плотность твердой фазы
ρ_v , кг/м ³	6700	8500	Плотность жидкой фазы при температуре испарения
ν , 10 ⁻⁷ м ² /с	6,56	2,00	Вязкость
γ_m , Н/м	1,55	0,55	Поверхностное натяжение
σ_T , 10 ⁻³ Н/(м·К)	-0,1	-0,023	Температурный коэффициент поверхностного натяжения
L_v , Дж/кг	6892	2179	Удельная теплота испарения
M , 10 ⁻³ кг/моль	49,0	142,8	Молярная масса
κ_s , Вт/(м·К)	102	117,5	Теплопроводность твердой фазы
κ_L , Вт/(м·К)	290	61	Теплопроводность жидкой фазы
κ_v , Вт/(м·К)	200	59	Теплопроводность жидкой фазы при температуре испарения
E_s , Дж/см ²	30	30	Плотность энергии пучка электронов
t_0 , мкс	50	50	Длительность импульса



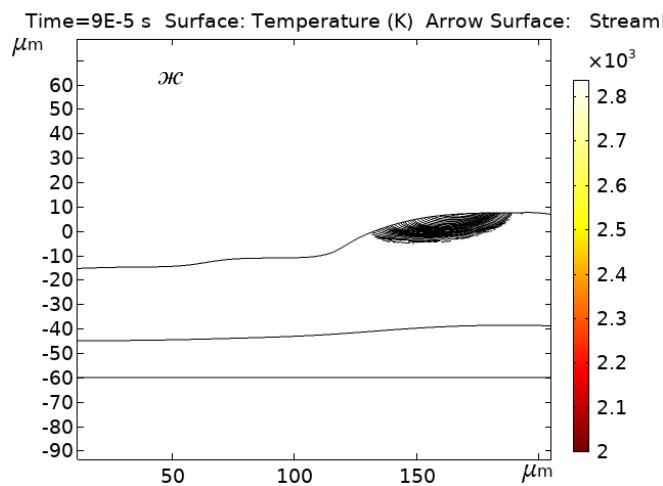


Рис. 2. Картинки течения расплава AlCoCrFeNi с учетом температурных зависимостей теплопроводности, теплоемкости и плотности при 15 мкс (а), 25 мкс (б), 30 мкс (в), 50 мкс (г), 60 мкс (д), 70 мкс (е) и 90 мкс (ж) при $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$

Fig. 2. AlCoCrFeNi melt flow patterns taking into account temperature dependences of thermal conductivity, heat capacity and density at 15 μs (а), 25 μs (б), 30 μs (в), 50 μs (г), 60 μs (д), 70 μs (е) and 90 μs (ж) at $E_s = 30 \text{ J/cm}^2$

зависимостью поверхностного натяжения от температуры [25].

В случае сплава CuBiSnInPb наблюдается такая же картина (рис. 3) с той лишь разницей, что процессы конвективного течения протекают быстрее из-за меньших по сравнению с предыдущим случаем значений поверхностного натяжения и температуры ликвидуса. Среднее значение глубины ванны расплава к моменту окончания действия импульса t_0 составляет примерно 15 мкм. Формирование вихря на границе ванны расплава наблюдается при $t > 65 \text{ мкс}$ (рис. 3, д – ж).

Расчеты, представленные на рис. 2 и 3, выполнены в предположении, что в первом граничном условии (2) $\theta(t) = 1$, а также в уравнениях модели не учитывали изменения теплопроводности и теплоемкости на границе фазового перехода.

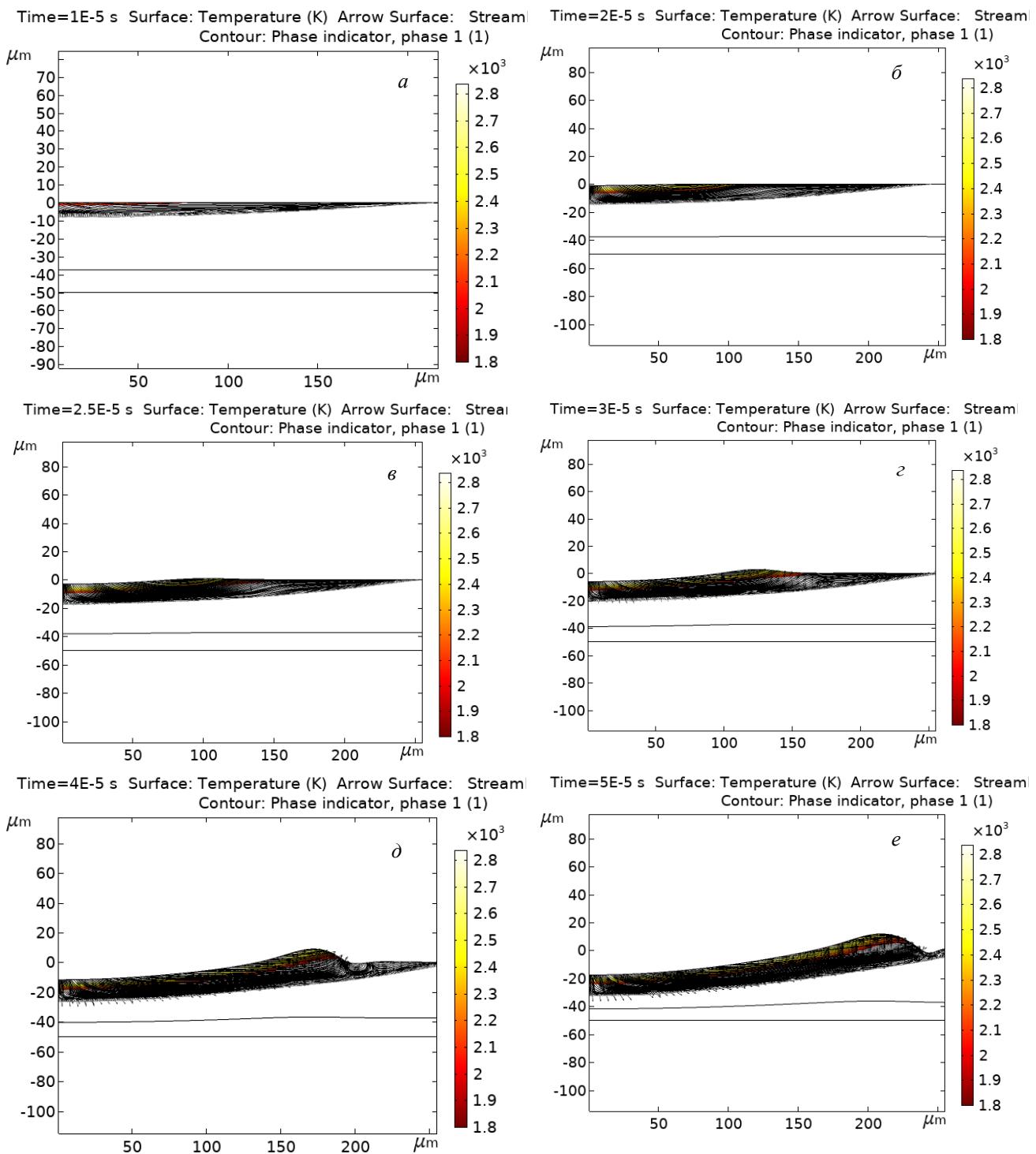
Теперь рассмотрим случай, когда такие изменения необходимо учитывать. Данные зависимости имеют вид:

$$C_p(T)\rho(T) = \begin{cases} C_S\rho_S, T < T_L; \\ \frac{L_L\rho_L}{\Delta T_L}, T_L \leq T < T_L + \Delta T_L; \\ C_L\rho_L, T_L + \Delta T_L \leq T < T_V; \\ \frac{L_V\rho_V}{\Delta T_V}, T_V \leq T < T_V + \Delta T_V; \\ C_V\rho_V, T_V + \Delta T_V \leq T; \end{cases} \quad (4)$$

$$k(T) = \begin{cases} k_S, T < T_L; \\ k_S + \frac{(k_L - k_S)(T - T_L)}{\Delta T_L}, T_L \leq T < T_L + \Delta T_L; \\ k_L, T_L + \Delta T_L \leq T < T_V; \\ k_S + \frac{(k_V - k_L)(T - T_V)}{\Delta T_V}, T_V \leq T < T_V + \Delta T_V; \\ k_V, T_V + \Delta T_V \leq T. \end{cases}$$

Для ВЭС AlCoCrFeNi в этом случае на стадии нагрева формирование расплавленного слоя начинается при $t = 30 \text{ мкс}$, при этом образуется вихревой паттерн (рис. 4, а, б). Затем по мере окончания действия импульса (рис. 4, в, г) на стадии остывания он развивается и приводит к возникновению возмущений на границе расплава. В отличие от предыдущего случая вихри образуются не на границе ванны расплава, а в ее центральной области. Глубина проплавления на момент окончания действия импульса составляет 15 мкм.

Для ВЭС CuBiSnInPb образование расплавленного слоя начинается при $t > 5 \text{ мкс}$ (рис. 5, а). В данном слое в процессе нагрева формируется многовихревой паттерн (рис. 5, б), который к моменту времени 20 мкс (рис. 5, в) перемещается к границе ванны расплава. Причиной его появления является меньшее по сравнению с ВЭС AlCoCrFeNi значение поверхностного натяжения, что облегчает возникновение термокапиллярной неустойчивости. К моменту окончания действия импульса (рис. 5, г) течение в объеме расплавленного слоя за исключением приграничной областей носит ламинарный характер. На стадии остывания на границе раздела «расплав/твердое тело»



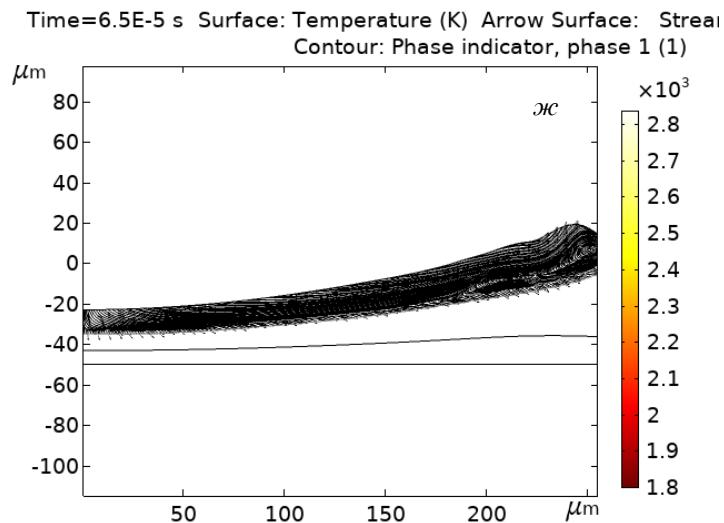


Рис. 3. Картинки течения расплава CuBiSnInPb с учетом температурных зависимостей теплопроводности, теплоемкости и плотности при 10 мкс (α), 20 мкс (δ), 25 мкс (ε), 30 мкс (φ), 40 мкс (∂), 50 мкс (e) и 65 мкс (χc) при $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$

Fig. 3. CuBiSnInPb melt flow patterns taking into account temperature dependences of thermal conductivity, heat capacity and density at 10 μs (α), 20 μs (δ), 25 μs (ε), 30 μs (φ), 40 μs (∂), 50 μs (e) and 65 μs (χc) at $E_s = 30 \text{ J/cm}^2$

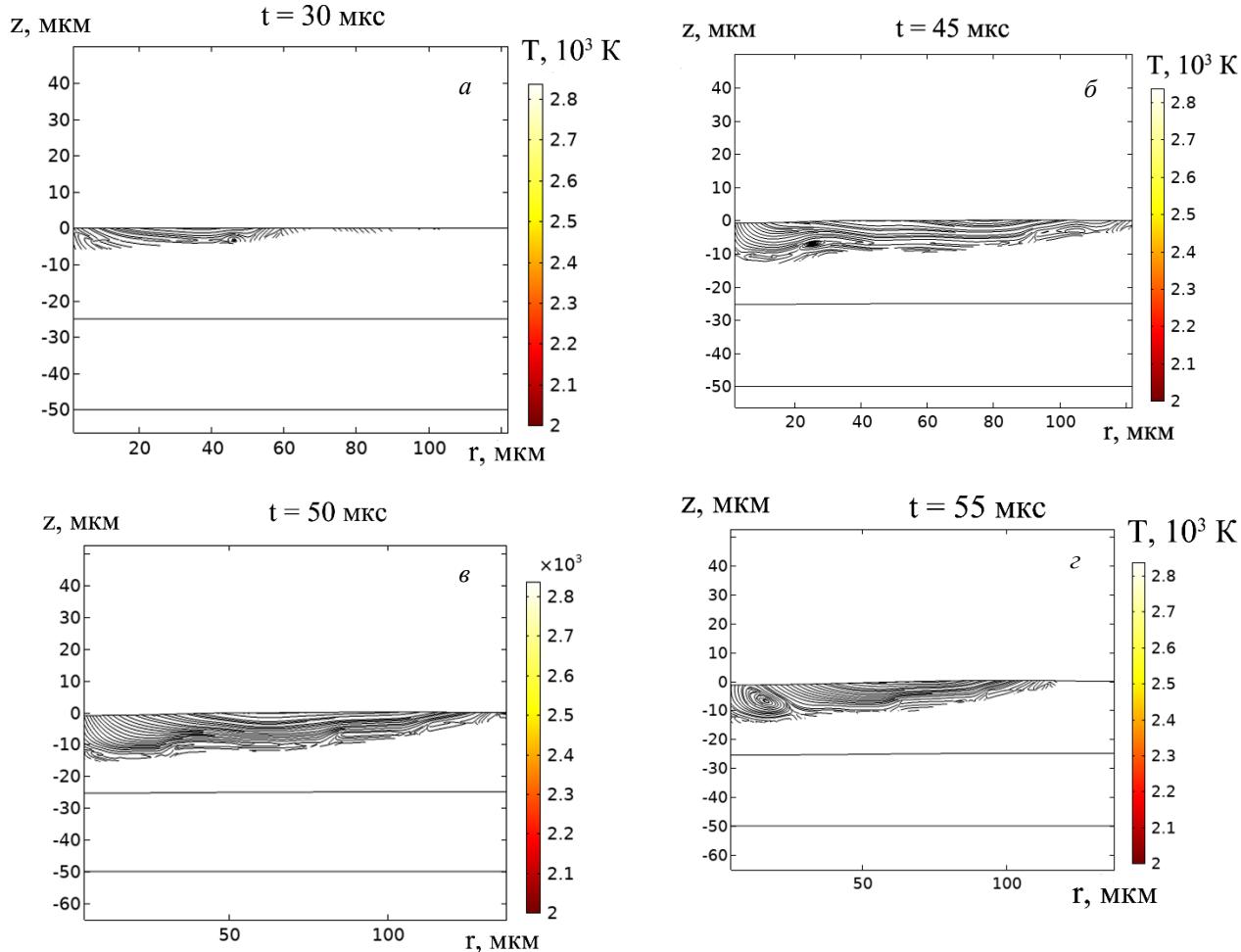


Рис. 4. Картинки течения расплава AlCoCrFeNi с учетом температурных зависимостей теплопроводности, теплоемкости и плотности при 30 мкс (α), 45 мкс (δ), 50 мкс (ε) и 55 мкс (φ) при $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$

Fig. 4. AlCoCrFeNi melt flow patterns taking into account temperature dependences of thermal conductivity, heat capacity and density at 30 μs (α), 45 μs (δ), 50 μs (ε) and 55 μs (φ) at $E_s = 30 \text{ J/cm}^2$

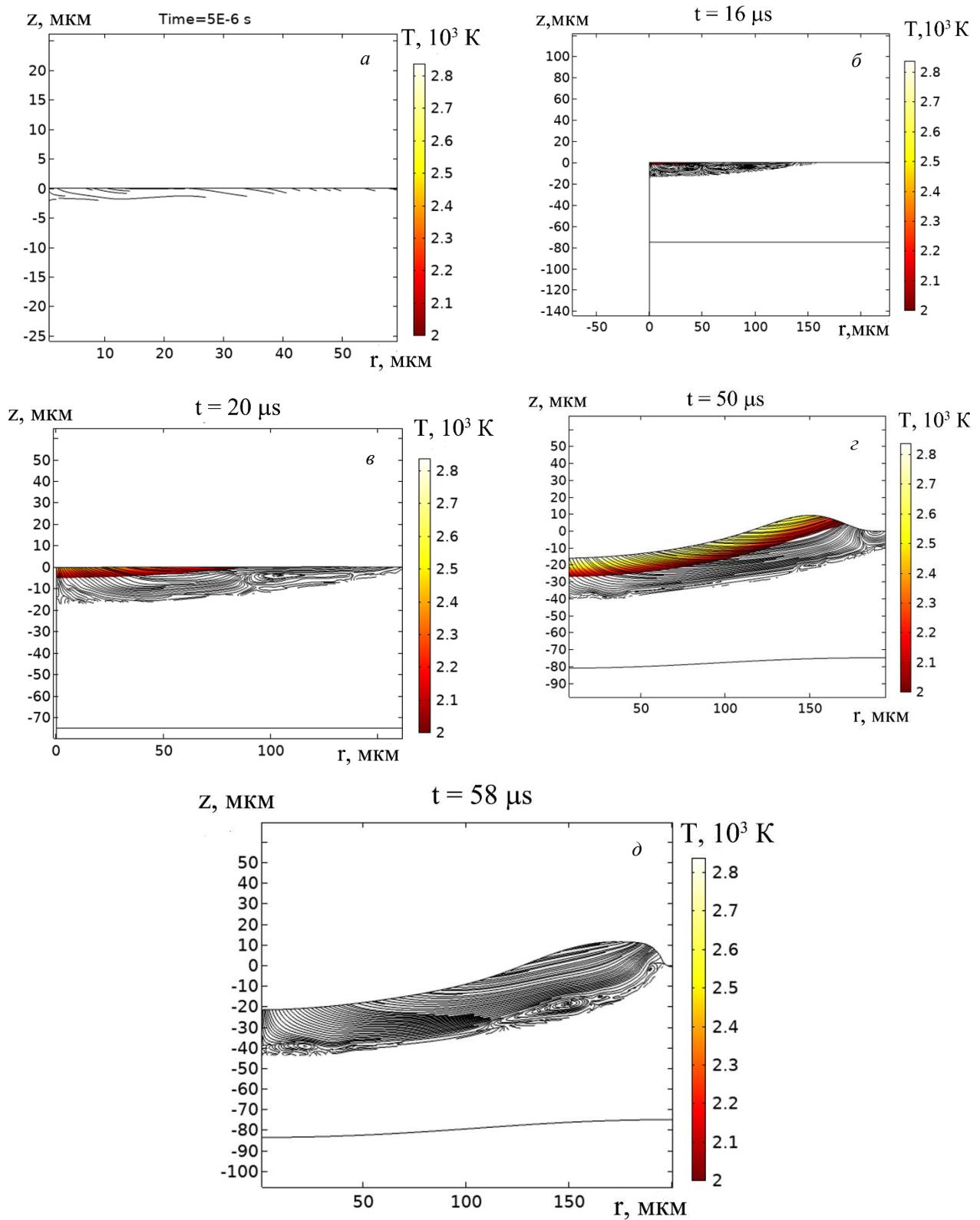


Рис. 5. Картинки течения расплава CuBiSnInPb с учетом температурных зависимостей теплопроводности, теплоемкости и плотности при 5 мкс (*a*), 16 мкс (*b*), 20 мкс (*c*), 50 мкс (*d*) и 58 мкс (*e*) при $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$

Fig. 5. CuBiSnInPb melt flow patterns taking into account temperature dependences of thermal conductivity, heat capacity and density at 5 μs (*a*), 16 μs (*b*), 20 μs (*c*), 50 μs (*d*) and 58 μs (*e*) at $E_s = 30 \text{ J/cm}^2$

образуется комбинация термокапиллярной неустойчивости и неустойчивости Кельвина-Гельмгольца, что приводит к образованию вихрей и, как следствие, к формированию микро- и наноструктур в материале (рис. 5, д).

Проведем численный анализ комбинированной термокапиллярной неустойчивости и неустойчивости Кельвина-Гельмгольца на примере сплава CuBiSnInPb методом конечных элементов с помощью модели работы, в которой изучалось двухслойное течение жидкости и рассматривалась устойчивость границ «покрытие/подложка» и «расплав/плазма». Применимально к настоящей работе будем считать «покрытием» расплав при температуре испарения, а «подложкой» материал при температуре плавления. На рис. 6 представлены результаты расчетов. Видно, что в момент окончания действия импульса при отсутствии поперечной скорости в «покрытии» (рис. 6, а) сформировался вихревой паттерн, обусловленный только термокапиллярной неустойчивостью. Этот паттерн, продвигается в глубь слоя и приводит на стадии остывания к возникновению возмущений поверхности раздела «покрытие/подложка» (рис. 6, б).

При значении поперечной скорости 5 м/с неустойчивость Кельвина-Гельмгольца подавляет термокапиллярную неустойчивость (рис. 7, а). Вихри, обусловленные этой неустойчивостью, не наблюдаются. Возмущения границы раздела «покрытие/подложка» обусловлены наличием неустойчивости Кельвина-Гельмгольца (рис. 7, б). Вихревые течения наблюдаются только в «подложке».

Выводы

Проведено математическое моделирование воздействия низкоэнергетических сильноточных электронных пучков с плотностью энергии пучка электронов $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$ и длительностью импульса 30 мкс на поверхность высокоэнтропийных сплавов AlCoCrFeNi и CuBiSnInPb. Установлено, что в расплавленном слое формируется многовихревой паттерн, механизмом образования которого является неустойчивость на границе раздела расплава и твердого тела. Эта неустойчивость обусловлена термокапиллярными силами и тангенциальным разрывом скоростей течений (неустойчивость Кельвина-Гельмгольца). Показано, что вихревые образования дольше всего существуют на расстояниях порядка радиуса пятна облучения, если не учитывать зависимости теплофизических параметров от температуры. При учете этой зависимости картина течения изменяется. Вихревое течение наблюдается в центре пятна облучения.

Анализ совместного протекания термокапиллярной неустойчивости и неустойчивости Кельвина-Гельмгольца показывает, что наличие по-перечной скорости «покрытия» приводит к подавлению термокапиллярной неустойчивости. Вихревые течения наблюдаются только в «подложке».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Gao B., Hu L., Li S.-W., Hao Y., Zhang Y.-D., Tu G.-F. Study on the nanostructure formation mechanism of hypereutectic Al–17.5 Si alloy induced by high current pulsed electron beam. *Applied Surface Science*. 2015;346:147–157. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.04.029>
2. Lu J., Song Z., Qin H., Huang H., Sui X., Weng Y., Mo Z., Wang K., Ren X. Surface nanocrystallization and mechanical properties of mold steel induced via scanning electron beam treatment. *Vacuum*. 2023;218:112634. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2023.112634>
3. Fetzer R., Mueller G., An W., Weisenburger A. Metal surface layers after pulsed electron beam treatment. *Surface and Coatings Technology*. 2014;258:549–556. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.08.039>
4. Shulov V.A., Gromov A.N., Teryaev D.A., Engel'ko V.I. Application of high-current pulsed electron beams for modifying the surface of gas-turbine engine blades. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2016;57:256–265. <http://dx.doi.org/10.3103/S1067821216030147>
5. Марков А.Б., Мейснер Л.Л., Яковлев Е.В., Мейснер С.Н., Гудимова Е.Ю., Петров В.И. Кратерообразование на поверхности нержавеющей стали и никелида титана, облученных низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком: морфология и топография. *Известия вузов. Физика*. 2015;58(9/3):173–177. EDN: VGAAYD.
6. Lyu P., Chen Y., Liu Z., Cai J., Zhang C., Jin Y., Guan Q., Zhao N. Surface modification of CrFeCoNiMo high entropy alloy induced by high-current pulsed electron beam. *Applied Surface Science*. 2020;504:144453. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.144453>
7. Lyu P., Peng T., Miao Y., Liu Z., Gao Q., Zhang C., Jin Y., Guan Q., Cai J. Microstructure and properties of CoCrFeNiMo_{0.2} high-entropy alloy enhanced by high-current pulsed electron beam. *Surface and Coatings Technology*. 2021;410:126911. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.126911>
8. Shu C., Yao Z., Li X., Du W., Tao X., Yang H. Microstructure and wear mechanism of

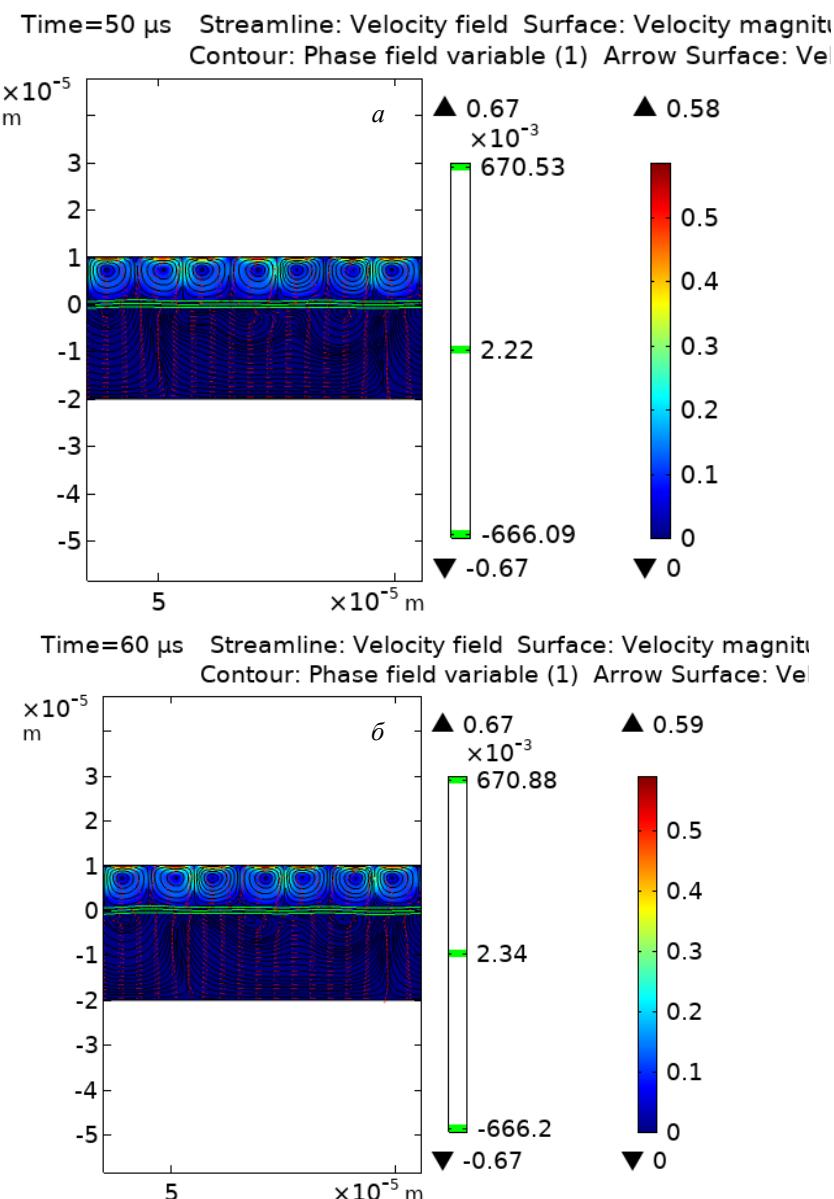


Рис. 6. Комбинированная термокапиллярная неустойчивость и неустойчивость Кельвина-Гельмгольца расплава CuBiSnInPb в моменты времени 50 мкс (а) и 58 мкс (б) при отсутствии поперечной скорости

Fig. 6. Combined thermocapillary instability and Kelvin-Helmholtz instability of the CuBiSnInPb melt at various time points at 50 μ s (a) and 58 μ s (b) in the absence of transverse velocity

- CoCrCuFeNiVx high entropy alloy by sintering and electron beam remelting. *Physica B: Condensed Matter*. 2022;638:413834. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2022.413834>.
9. Popov V.V., Katz-Demyanetz A., Koptyug A. Selective electron beam melting of Al0.5CrMoNbTa0.5 high entropy alloys using elemental powder blend. *Heliyon*. 2019;5(2):e01188. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2019.e01188>
 10. Kuwabara K., Shiratori H., Fujieda T., Yamamoto K., Koizumi Y., A. Chiba. Mechanical and corrosion properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy fabricated with selective electron beam melting. *Additive Manufacturing*.

2018;23:264–271.

<https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.06.006>

11. Zhang M., Zhou X., Wang D., He L., Ye X., Zhang W. Additive manufacturing of in-situ strengthened dual-phase AlCoCuFeNi high-entropy alloy by selective electron beam melting. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;893:162259. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162259>
12. Yu T., Wang H., Han K., Zhang B. Microstructure and wear behavior of AlCrTiNbMo high-entropy alloy coating prepared by electron beam cladding on Ti600 substrate. *Vacuum*. 2022;199:110928. <http://dx.doi.org/10.1016/j.vacuum.2022.110928>

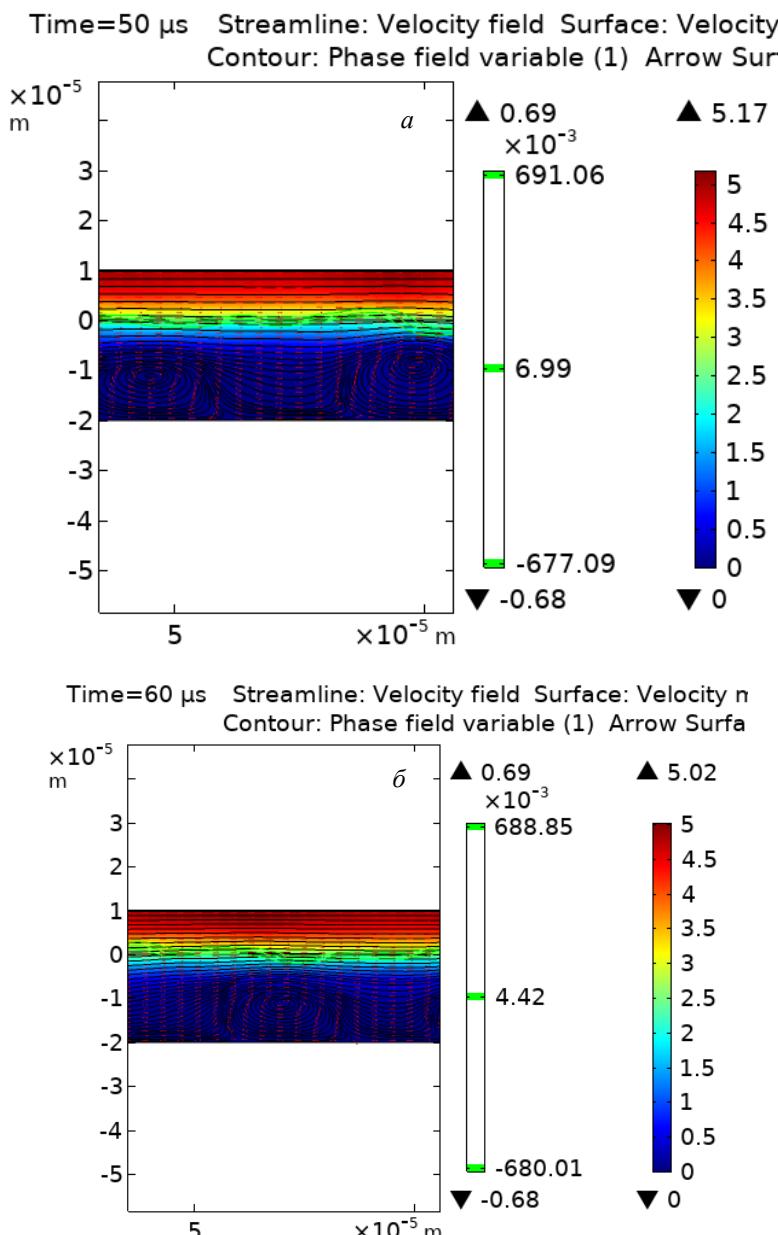


Рис. 7. Комбинированная термокапиллярная неустойчивость и неустойчивость Кельвина-Гельмгольца расплава CuBiSnInPb в моменты времени 50 мкс (а) и 58 мкс (б) при поперечной скорости 5 м/с

Fig. 7. Combined thermocapillary instability and Kelvin-Helmholtz instability of the CuBiSnInPb melt at various time points at 50 μs (a) and 58 μs (b) at the value of the transverse velocity 5 m/s

13. Cai J., Yao Y., Wei J., Guan Q., Lyu P., Ye Y., Li Y. Microstructure and transient oxidation behavior of NiCoCrAlYSiHf coating modified via high-current pulsed electron beam. *Surface and Coatings Technology*. 2021;422:127499. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.127499>
14. Лейви А.Я., Талала К.А., Красников В.С., Яловец А.П. Модификация свойств конструкционных материалов интенсивными потоками заряженных частиц и плазмы. Вестник Южно-Уральского государственного университета. Скерия «Машиностроение». 2016;16(1):28–55. <http://dx.doi.org/10.14529/engin160103>
15. Лейви А.Я., Яловец А.П. *Моделирование воздействия интенсивных плазменных потоков на вещество*. Челябинск: ИП Мякотин И.В., 2016:111.
16. Kuznetsov P.M., Feodorov V.A. Surface topology of Fe-Si alloy in the laser radiation exposure. *Materials Physics and Mechanics*. 2014;20:56–61.
17. Lambert P. Surface Tension in Microsystems Engineering Below the Capillary Length. Heidelberg: Springer.2013;327.
18. V'yukhin V.V., Chikova O.A., Tsepelev V.S. Surface tension of liquid high-entropy equiatomic alloys of a Cu–Sn–Bi–In–Pb sys-

- tem. *Russian Journal of Physical Chemistry A*. 2017;91(4):613–616.
19. Chikova O.A., Il'in V.Y., Tsepelev V.S., V'yukhin V.V. Viscosity of high-entropy melts in the Cu-Bi-Sn-In-Pb system. *Inorganic Materials*. 2016;52(5):517–522.
20. Uporov S., Bykov V., Pryanichnikov S., Shubin A., Uporova N. Effect of synthesis route on structure and properties of AlCo-CrFeNi high-entropy alloy. *Intermetallics*. 2017;83:1–8.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2016.12.003>
21. Rohila S., Mane R.B., Ummethala G., Panigrahi B.B. Nearly full-density pressureless sintering of AlCoCrFeNi-based high-entropy alloy powders. *Journal of Materials Research*. 2019;34:777–786.
<https://doi.org/10.1557/jmr.2019.9>
22. Samokhin A.A., Il'ichev N.N., Pivovarov P.A., Sidorin A.V. Laser vaporisation of absorbing liquid under transparent cover. *Bulletin of the Lebedev Physics Institute*. 2016;43(5):156–159.
<http://dx.doi.org/10.3103/S106833561605002X>
23. Akhmanov S.A., Emel'yanov V.I., Koroteev N.I., Seminogov V.N. Interaction of powerful laser radiation with the surfaces of semiconductors and metals: nonlinear optical effects and nonlinear optical diagnostics. *Soviet Physics Uspekhi*. 1985;28:1084–1124.
<https://doi.org/10.1070/PU1985v028n12ABEH003986>
24. Sarychev V.D., Granovskii A.Yu., Nevskii S.A., Konovalov S.V., Gromov V.E. Model of convection mass transfer in titanium alloy at low energy high current electron beam action. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2017;168(1):012031.
<http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/168/1/012031>
25. Debroy T. Welding in Digital Age. *Welding Journal*. 2015;94(4):58–64.

REFERENCES

- Gao B., Hu L., Li S.-W., Hao Y., Zhang Y.-D., Tu G.-F. Study on the nanostructure formation mechanism of hypereutectic Al–17.5 Si alloy induced by high current pulsed electron beam. *Applied Surface Science*. 2015;346:147–157.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.04.029>
- Lu J., Song Z., Qin H., Huang H., Sui X., Weng Y., Mo Z., Wang K., Ren X. Surface nanocrystallization and mechanical properties of mold steel induced via scanning electron beam treatment. *Vacuum*. 2023;218:112634.
<https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2023.112634>
- Fetzer R., Mueller G., An W., Weisenburger A. Metal surface layers after pulsed electron beam treatment. *Surface and Coatings Technology*. 2014;258:549–556.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.08.039>
- Shulov V. A., Gromov A. N., Teryaev D. A., Engel'ko V. I. Application of high-current pulsed electron beams for modifying the surface of gas-turbine engine blades. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2016;57:256–265.
<http://dx.doi.org/10.3103/S1067821216030147>
- Markov A.B., Meisner L.L., Yakovlev E.V., Meisner S.N., Gudimova E.Y., Petrov V.I. Surface cratering on the surface of stainless steel and TiNi irradiated by a low-energy, high-current electron beam: morphology and topography. *Izvestiya Vuzov. Fizika*. 2015;58(9/3):173–177. (In Russ.).
- Lyu P., Chen Y., Liu Z., Cai J., Zhang C., Jin Y., Guan Q., Zhao N. Surface modification of CrFeCoNiMo high entropy alloy induced by high-current pulsed electron beam. *Applied Surface Science*. 2020;504:144453.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.144453>
- Lyu P., Peng T., Miao Y., Liu Z., Gao Q., Zhang C., Jin Y., Guan Q., Cai J. Microstructure and properties of CoCrFeNiMo0.2 high-entropy alloy enhanced by high-current pulsed electron beam. *Surface and Coatings Technology*. 2021;410:126911.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.126911>
- Shu C., Yao Z., Li X., Du W., Tao X., Yang H. Microstructure and wear mechanism of CoCrCuFeNiVx high entropy alloy by sintering and electron beam remelting. *Physica B: Condensed Matter*. 2022;638:413834.
<https://doi.org/10.1016/j.physb.2022.413834>
- Popov V.V., Katz-Demyanetz A., Koptyug A. Selective electron beam melting of Al0.5CrMoNbTa0.5 high entropy alloys using elemental powder blend. *Heliyon*. 2019;5(2):e01188.
<https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2019.e01188>
- Kuwabara K., Shiratori H., Fujieda T., Yamamoto K., Koizumi Y., A. Chiba. Mechanical and corrosion properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy fabricated with selective electron beam melting. *Additive Manufacturing*. 2018;23:264–271.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.06.006>
- Zhang M., Zhou X., Wang D., He L., Ye X., Zhang W. Additive manufacturing of in-situ strengthened dual-phase AlCoCuFeNi high-entropy alloy by selective electron beam melting. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;893:162259.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162259>
- Yu T., Wang H., Han K., Zhang B. Microstructure and wear behavior of AlCrTiNbMo high-

- entropy alloy coating prepared by electron beam cladding on Ti600 substrate. *Vacuum*. 2022;199:110928.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.vacuum.2022.110928>
13. Cai J., Yao Y., Wei J., Guan Q., Lyu P., Ye Y., Li Y. Microstructure and transient oxidation behavior of NiCoCrAlYSiHf coating modified via high-current pulsed electron beam. *Surface and Coatings Technology*. 2021;422:127499. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surcoat.2021.127499>
14. Leivi A.Ya., Talala K.A., Krasnikov V.S., Yalovets A.P. Modification of the properties of structural materials by intense flows of charged particles and plasma. *Bulletin of the South Ural State University. Skeria "Mechanical Engineering"*. 2016;16(1):28–55. (In Russ.). <http://dx.doi.org/10.14529/engin160103>
15. Leivi A.Ya., Yalovets A.P. *Modeling of the effect of intense plasma flows on matter*. Chelyabinsk: IP Myakotin I.V., 2016:111. (In Russ.).
16. Kuznetsov P.M., Feodorov V.A. Surface topology of Fe-Si alloy in the laser radiation exposure. *Materials Physics and Mechanics*. 2014;20:56–61.
17. Lambert P. *Surface Tension in Microsystems Engineering Below the Capillary Length*. Heidelberg: Springer. 2013;327..
18. V'yukhin V.V., Chikova O.A., Tsepelev V.S. Surface tension of liquid high-entropy equiatomic alloys of a Cu–Sn–Bi–In–Pb system. *Russian Journal of Physical Chemistry A*. 2017;91(4):613–616.
19. Chikova O.A., Il'in V.Y., Tsepelev V.S., V'yukhin V.V. Viscosity of high-entropy melts in the Cu–Bi–Sn–In–Pb system. *Inorganic Materials*. 2016;52(5):517–522.
20. Uporov S., Bykov V., Pryanichnikov S., Shubin A., Uporova N. Effect of synthesis route on structure and properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy. *Intermetallics*. 2017;83:1–8. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2016.12.003>
21. Rohila S., Mane R.B., Ummethala G., Panigrahi B.B. Nearly full-density pressureless sintering of AlCoCrFeNi-based high-entropy alloy powders. *Journal of Materials Research*. 2019;34:777–786. <https://doi.org/10.1557/jmr.2019.9>
22. Samokhin A.A., Il'ichev N.N., Pivovarov P.A., Sidorin A.V. Laser vaporisation of absorbing liquid under transparent cover. *Bulletin of the Lebedev Physics Institute*. 2016;43(5):156–159. <http://dx.doi.org/10.3103/S106833561605002X>
23. Akhmanov S.A. Emel'yanov V.I., Koroteev N.I., Seminogov V.N. Interaction of powerful laser radiation with the surfaces of semiconductors and metals: nonlinear optical effects and nonlinear optical diagnostics. *Soviet Physics Uspekhi*. 1985;28:1084–1124. <https://doi.org/10.1070/PU1985v028n12ABEH003986>
24. Sarychev V.D., Granovskii A.Yu., Nevskii S.A., Konovalov S.V., Gromov V.E. Model of convection mass transfer in titanium alloy at low energy high current electron beam action. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2017;168(1):012031. <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/168/1/012031>
25. Debroy T. Welding in Digital Age. *Welding Journal*. 2015;94(4):58–64.

Сведения об авторах

Владимир Дмитриевич Сарычев, к.т.н., доцент кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: sarychev_vd@mail.ru
ORCID: 0000-0002-4861-0778
SPIN-код: 3685-1643

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

Алексей Юрьевич Грановский, к.т.н., старший научный сотрудник Управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, 654007, ул. Кирова, зд. 42
E-mail: legatokun@gmail.com
ORCID: 0009-0006-4583-8431
SPIN-код: 5247-5227

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

Диана Витальевна Шамсутдинова, студент Института педагогического образования, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: dianas1009hamsutdinova@gmail.com

Information about the authors:

Vladimir D. Sarychev, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University
E-mail: sarychev_vd@mail.ru
ORCID: 0000-0002-4861-0778
SPIN-код: 3685-1643

Sergei A. Nevskii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Department of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University
E-mail: nevskiy.sergei@yandex.ru
ORCID: 0000-0001-7032-9029
SPIN-код: 1424-5899

ORCID: 0000-0003-1878-909X
SPIN-код: 5942-8145

Diana V. Shamsutdinova, student, Siberian State Industrial University
E-mail: dianas1009hamsutdinova@gmail.com

Aleksei Y. Granovsky, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Department of Scientific Research, Siberian State Industrial University
E-mail: legatokun@gmail.com
ORCID: 0009-0006-4583-8431
SPIN-код: 5247-5227

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 05.10.2023
После доработки 11.10.2023
Принята к публикации 24.10.2023

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

Received 05.10.2023
Revised 11.10.2023
Accepted 24.10.2023