

А.В. ИОНИНА

канд. техн. наук, заведующий кафедрой технических дисциплин и информационных технологий
Филиал Кузбасского государственного технического университета имени Т.Ф. Горбачева

АНАЛИЗ ТЕПЛОВЫХ И ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ЭПО ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Выявлены механизмы упрочнения поверхностных слоёв углеродистой стали 45 после комбинированной обработки, которая заключается в электровзрывном бороалитировании, алитировании совместно с карбидом кремния стали 45 и последующей ЭПО. Комбинированная обработка приводит к росту глубины упрочнения. Микротвёрдость после электровзрывного бороалитирования и ЭПО составляет 16 ГПа, а глубина упрочнения 90 мкм, а после электровзрывного алитирования с совместно карбидом кремния и ЭПО – 12,5 ГПа и 50 мкм, соответственно. В исходном состоянии микротвёрдость составляет 2 ГПа. Износостойкость в условиях сухого трения скольжения после электровзрывного бороалитирования и ЭПО увеличивается в 43 раза, а при электровзрывном алитировании с карбидом кремния – в 12 раз. Упрочнение поверхности достигается вследствие формирования мелкодисперсной неравновесной структуры, содержащей упрочняющие фазы.

Разработанные модели позволяют объяснить полученные результаты особенностями протекания тепловых и диффузионных процессов при ЭПО.

Ключевые слова: поверхностное упрочнение, электровзрывное легирование, износостойкость, механизмы упрочнения, микротвёрдость.

A.V. IONINA

Cand. of Techn. Sciences, Head of the Department of Technical Disciplines and Information Technologies
Branch of Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev

ANALYSIS OF THERMAL AND DIFFUSION PROCESSES DURING EPO SURFACES OF ELECTROEXPLOSIVE ALLOYING

The mechanisms of strengthening the ignition of layers of carbon steel 45 after combined treatment, which is calculated in electroexplosive boron aluminizing, aluminizing together with silicon carbide of steel 45 and EPO solution, are revealed. Combined processing leads to an increase in the hardening index. The microhardness after electroexplosive boron plating and EPO is 16 GPa, the hardening depth is 90 μ m, and after electroexplosive aluminizing with mixed silicon carbide and EPO, it is 12.5 GPa and 50 μ m, respectively. In the initial state, the microhardness is 2 GPa. Wear resistance under conditions of dry sliding friction after electroexplosive boron aluminizing and EPO increases by 43 times, and during electroexplosive aluminizing with silicon carbide - by 12 times. Surface hardening is achieved due to the formation of a finely dispersed nonequilibrium structure containing hardening phases.

The developed models make it possible to explain the obtained results by the peculiarities of the course of thermal and diffusion processes during EPO.

Keywords: surface hardening, electro-explosive alloying, wear resistance, dislocation substructure, hardening mechanisms, microhardness.

DOI: 10.25791/pfim.05.2023.1276

1. Введение

Упрочнение поверхности металлов и сплавов с использованием концентрированных потоков энергии (КПЭ) развивается опережающими темпами по сравнению с традиционными технологиями термической и химико-термической обработки [1]. В последние десятилетия получил развитие новый способ такой обработки электровзрывное легирование (ЭВЛ) [2]. Он заключается в модификации структуры и свойств

поверхностных слоёв материалов путем формирования импульсных многофазных плазменных струй при электрическом взрыве проводников, оплавления ими поверхности и насыщения расплава продуктами взрыва с последующей самозакалкой и образованием новых фаз и соединений.

В ряде случаев ЭВЛ позволяет получать на поверхности облучаемого материала структурно-фазовые состояния, недостижимые при использовании других аналогичных способов обработки и обладающие

высокими функциональными свойствами. В работе [3, 4, 19] приводятся сведения, согласно которым, например, вследствие износа, коррозии, высокотемпературного окисления и других причин происходит около 90 % аварийных поломок машин, затраты на ремонт и техническое обслуживание которых в несколько раз превышают их стоимость. С этим связано 80 % общего времени простоев в промышленности, а на изготовление запасных частей расходуется 20...30 % ежегодно выплаваемого металла. В то же время, неоднородность строения и структуры плазменных струй, а также импульсный характер термодинамического воздействия на поверхность при ЭВЛ, являются причинами формирования высокоразвитого рельефа облучаемой поверхности и незавершённости структурно-фазовых превращений в зоне легирования. Это может ограничивать возможности практического использования способа.

Исследования последних лет показали [5–12], что возможности ЭВЛ могут быть усилены при совместном использовании его с электронно-пучковой обработкой (ЭПО), осуществляемой с оплавлением поверхности низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками (НСЭП). Такая комбинированная обработка приводит к выравниванию поверхности, увеличению глубины и повышению функциональных свойств зоны упрочнения.

Целью настоящей работы является выявление закономерностей формирования поверхностных слоёв для повышения функциональных свойств поверхностных слоёв углеродистой стали 45 при электронно-пучковой обработке поверхности стали 45 после электровзрывного бороалитирования и алитирования совместно с карбидом кремния.

2. Материал и методы исследования

Для обработки была выбрана углеродистая сталь 45 с феррито-перлитной структурой. Ее выбор был обусловлен тем, что она широко распространена в промышленности для изготовления инструментов, предназначенных для обработки материалов давлением (штампов, пуансонов и т.п.), поэтому для неё важна повышенная устойчивость против истирания. К тому же сталь 45 сравнительно недорогая. Двухкомпонентное электровзрывное бороалитирование и алитирование совместно с карбидом кремния осуществляли, помещая в область взрыва навески порошка аморфного бора массой 60 мг и карбида кремния массой 7,5 мг, соответственно. Частицы карбида кремния субмикронных размеров (менее 1 мкм) попадая в расплав, частично растворяются и равномерно распределяются по объёму, армируя зону легирования.

Для измерения толщины слоев, размеров зерен, изучения распределения фаз по глубине зоны легирования и фотографирования шлифов использовали

металлографический микроскоп «Neophot-21». Этот прибор позволяет получать изображение мелких объектов и их деталей при различных увеличениях до 2000 крат.

Тонкие фольги готовили из промежуточной (между центральной и периферийной) области зоны легирования на расстоянии 10–15 мм от ее центра, где ее толщина в выбранном режиме обработки достигала 20–25 мкм. Для этого электролитически утоняли пластинки, вырезанные параллельно обработанной поверхности зоны легирования методом электроискровой эрозии. Электроэрозионная обработка приводила к оплавлению поверхности и нарушению структуры материала на глубине до 100–150 мкм. Для устранения ее влияния на результаты исследований сначала от образца после ЭВЛ отрезали пластинки толщиной 450...500 мкм, потом шлифовали их на тонкой наждачной бумаге до толщины 80–100 мкм и электролитически утоняли, получая участки фольги толщиной 0,1–0,2 мкм. Использовали электролит состава 450 мл серной кислоты и 50 г хромового ангидрида. В процессе полирования, которое занимало 10–30 мин, температура электролита повышалась от комнатной до температуры кипения. Для того, чтобы выйти на необходимую глубину зоны воздействия, применяли способ одностороннего утонения: сначала снимали необходимую толщину с одной стороны, а затем – с обратной стороны. Толщину пластинок измеряли с помощью микрометра.

Один из наиболее точных и чувствительных методов анализа физико-механических свойств структурных составляющих материалов – это измерение микротвердости [13]. Ее различия до и после обработки могут служить показателем упрочнения поверхностных слоев металлов и сплавов. В настоящей работе микротвердость HV измеряли методом внедрения индентора Виккерса на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,98 Н. Ее значения рассчитывали по результатам измерения диагоналей десяти отпечатков. Точность измерений в этом случае составила 7–10 %.

Для оценки увеличения износостойкости образцов после ЭВЛ относительно образцов в исходном состоянии был использован простой способ модельных испытаний на износ истиранием в условиях сухого трения скольжения без смазки. К образцу под постоянной нагрузкой 0,8 Н прикладывали вращающийся со скоростью 2 об/с шарик из закалённой стали ШХ15 диаметром 14 мм, который вытирал на нём лунку. Испытания периодически приостанавливали и измеряли диаметр d лунки под оптическим микроскопом МБС-9. Такой способ испытаний, при котором постоянно увеличивается площадь контакта шарика с образцом и меняется удельное давление на поверхность, а по достижении определённого диаметра лунки изнашивание практически прекращается, удобен для определения износостойкости тонких легированных слоёв. При такой схеме испытаний износ

выражают отношением объема вытираемой лунки, определяемой по ее диаметру, к силе давления, приложенной к поверхности со стороны шарика, и пути трения.

3. Результаты исследования и их обсуждение

Обработка поверхности алитирования. Распределение микротвёрдости по глубине упрочнённых слоёв стали 45 в отожженном состоянии показывает, что электровзрывное алитирование и ЭПО без ЭВЛ

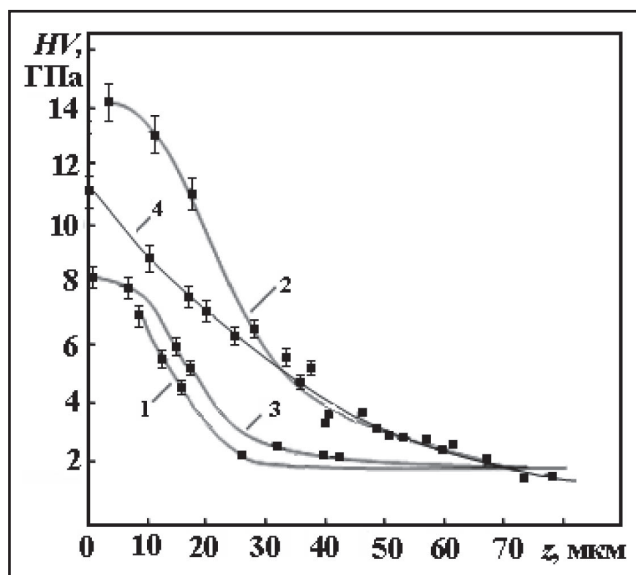


Рис. 1. Распределение микротвёрдости по глубине упрочнённых слоёв стали 45 после различных видов ЭВЛ: 1 – ЭПО без ЭВЛ; 2 – электровзрывное бороалитирование без ЭПО; 3 – электровзрывное алитирование без ЭПО; 4 – алитирование с ультрадисперсным карбидом кремния без ЭПО

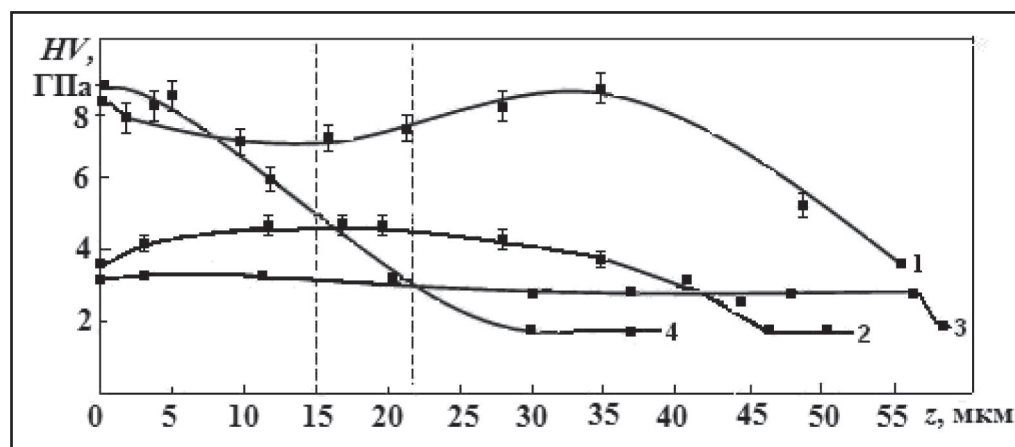


Рис. 2. Распределение микротвёрдости по глубине упрочнённых слоёв после электровзрывного алитирования и последующей ЭПО. Число импульсов ЭПО: 1 – $N = 10$; 2 – $N = 50$; 3 – $N = 200$; 4 – исходный образец. Пунктиром показана граница зоны легирования (слева) и граница зоны термического влияния (справа) после ЭВЛ

приводят к близким результатам упрочнения (рисунок 1). Они сопровождаются увеличением микротвёрдости поверхности образцов примерно в четыре раза по сравнению с основой. По мере удаления от поверхности обработки микротвёрдость монотонно падает, изменяясь от максимального значения на поверхности 8,3 до 2 ГПа в основе, и на глубине 20–25 мкм соответствует значению микротвёрдости исходного состояния.

После бороалитирования микротвёрдость на поверхности достигает 14,5 ГПа при глубине зоны легирования 26 мкм и зоны термического влияния 17 мкм. После алитирования с карбидом кремния на поверхности она достигает 11,1 ГПа при глубине зоны легирования 20 мкм и зоны термического влияния 15 мкм.

Сопоставляя эти значения друг с другом, следует отметить, что при использовании порошковых навесок увеличивается, во-первых, глубина зоны упрочнения, а, во-вторых, – ее уровень. В связи с этим отметим, что увеличение глубины упрочнения после двухкомпонентного ЭВЛ по сравнению с однокомпонентным коррелирует с заметным подавлением при использовании порошковых навесок радиального течения расплава от центра зоны легирования к ее периферии, которое наблюдалось как ранее, так и в настоящей работе. Увеличение же уровня микротвёрдости в 1,3–1,7 раза следует связывать с образованием новых упрочняющих фаз в зоне легирования.

ЭПО поверхности электровзрывного алитирования стали при оптимальном режиме воздействия электронного пучка (20 Дж/см²; 50 мкс; 0,3 Гц; 10 имп.) приводит к незначительному снижению микротвёрдости поверхностного слоя стали после ЭВЛ (рисунок 2). С увеличением количества импульсов ЭПО микротвёрдость монотонно падает, а глубина зоны повышенной микротвёрдости увеличивается,

достигая 55–60 мкм. В связи с этим следует заметить, что алитирование стали методом традиционной химико-термической обработки, для которого характерно длительное (в течение нескольких часов) насыщение поверхностных слоев алюминием при высоких температурах, позволяет получать защитные слои толщиной 20–30 мкм. Падение микротвёрдости с увеличением глубины монотонное, за

исключением случая ЭПО десятью импульсами, когда на глубине около 35 мкм наблюдается пик микротвердости, значение которой (8,8 ГПа) даже выше, чем на поверхности.

ЭПО поверхности бороалитирования. Распределение микротвердости по глубине поверхностных слоев стали 45 после электровзрывного бороалитирования показывает, что комбинированная обработка сопровождается формированием зоны упрочнения, микротвердость поверхности которой превосходит микротвердость в объеме стали примерно в 7 раз (рисунок 3). Увеличение длительности импульса ЭПО с 50 мкс (кривая 1) до 200 мкс (кривая 2) при сохранении поверхностной плотности энергии приводит к увеличению толщины упрочненного слоя примерно в 3 раза при сопоставимых значениях величины микротвердости.

Как и в случае ЭПО поверхности электровзрывного алитирования обращает на себя внимание увеличение глубины зоны упрочнения. Причем, в этом случае оно еще более значительное. Глубина, на которой микротвердость достигает 14–15 ГПа достигает 90 мкм. Можно предположить, что это связано с увеличением коэффициента диффузии легирующих элементов, и прежде всего, бора. Действительно, особенностью процессов, происходящих при воздействии КПЭ на металлы, является неравновесность условий, в которых они протекают. В случае ЭПО это проявляется, в частности, в ускорении массопереноса.

ЭПО поверхности алитирования с карбидом кремния. Распределение микротвердости по глубине

поверхностных слоев стали 45 после электровзрывного алитирования с карбидом кремния показывает (рисунок 4), что ЭПО по режиму 1 (табл. 1) сопровождается формированием поверхностного слоя с относительно низким уровнем микротвердости, равным 6 ГПа, по сравнению с микротвердостью на поверхности после электровзрывного алитирования с карбидом кремния без ЭПО, которая достигает значения 11,8 ГПа. Как следует из анализа особенностей структурно-фазового состояния поверхностных слоев, относительно низкий уровень микротвердости в поверхностном слое в этом случае обусловлен формированием структуры ячеек кристаллизации на основе γ -Fe и отсутствием влияния на результаты закалки стали на мартенсит.

По мере удаления от поверхности обработки наблюдаются 2 максимума микротвердости со значениями 11,0 и 11,1 ГПа в слоях, расположенных на глубине 3 и 10 мкм, соответственно. На глубине 8 мкм микротвердость падает до значения 9,5 ГПа. Первый максимум микротвердости обусловлен тем, что по мере удаления от поверхности обработки структура ячеистой кристаллизации замещается зеренной структурой. В объеме зерен присутствует мартенсит, поперечные размеры кристаллов которого изменяются в пределах 50–100 нм. Снижение микротвердости с глубиной обусловлено тем, что структура дендритной кристаллизации замещается структурой ячеек кристаллизации на основе γ -железа. Второй максимум микротвердости обусловлен формированием частиц алюминидов железа, алюмокарбидов кремния, присутствием частиц исходного порошка карбида

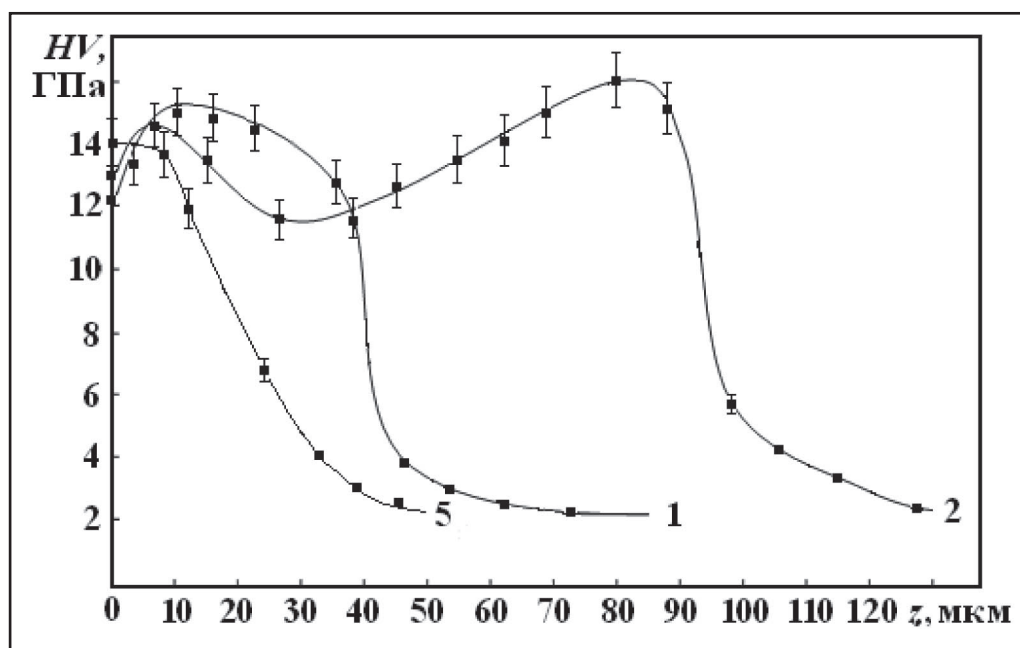


Рис. 3. Распределение микротвердости по глубине зоны электровзрывного бороалитирования и последующей ЭПО стали 45: 1 – режим 1 ЭПО; 2 – режим 2 ЭПО; 3 – электровзрывное бороалитирование без ЭПО

Таблица 1.

Виды и режимы комбинированной обработки стали 45

Упрочняемый материал	Виды комбинированной обработки	Оптимизированные режимы обработки
Сталь 45 в отожжённом состоянии	Электровзрывное бороалитирование и последующая электронно-пучковая обработка	ЭВЛ: $q = 4,5 \text{ ГВт/м}^2$, $\tau = 100 \text{ мкс}$. ЭПО: Режим 1 – $q = 4 \text{ ГВт/м}^2$, $\tau = 50 \text{ мкс}$, $N = 10$. Режим 2 – $q = 1 \text{ ГВт/м}^2$, $\tau = 200 \text{ мкс}$, $N = 10$.
	Электровзрывное алитирование с карбидом кремния и последующая электронно-пучковая обработка	ЭВЛ: $q = 4,5 \text{ ГВт/м}^2$, $\tau = 100 \text{ мкс}$. ЭПО: Режим 3 – $q = 7 \text{ ГВт/м}^2$, $\tau = 50 \text{ мкс}$, $N = 10$. Режим 4 – $q = 5 \text{ ГВт/м}^2$, $\tau = 50 \text{ мкс}$, $N = 5$.

кремния, высоким уровнем дефектности структуры (высокой плотностью дислокаций) и формированием твердого раствора алюминия и кремния в кристаллических решетках на основе $\gamma\text{-Fe}$ и $\alpha\text{-Fe}$.

ЭПО поверхности электровзрывного алитирования с карбидом кремния стали 45 по режиму 2 (табл. 2) сопровождается увеличением микротвердости поверхностного слоя до 10 ГПа. Увеличение микротвердости обусловлено формированием наноразмерной структуры дендритной кристаллизации на основе фазы Fe_3Si . Кроме того, максимум микротвердости стали может быть обусловлен формированием

частиц алюминидов железа, алюмокарбидов кремния, присутствием частиц исходного порошка карбида кремния, высокой плотностью дислокаций и формированием твердого раствора алюминия и кремния в кристаллических решетках на основе $\gamma\text{-Fe}$ и $\alpha\text{-Fe}$.

Следует отметить, что и в этом случае наблюдается увеличение глубины зоны упрочнения примерно в два раза. Это меньше, чем при обработке поверхности бороалитирования, и указывает на то, что основной вклад в этот эффект вносит диффузия, прежде всего, бора [14-16].

Результаты измерения износостойкости в условиях истирания без смазки показали, что электровзрывное алитирование с карбидом кремния стали 45 приводит к увеличению износостойкости примерно в 1,7 раза, а электровзрывное бороалитирование – в 2,4 раза. Дополнительная ЭПО увеличивает износостойкость в первом случае ещё в 12 раз, а во втором – ещё в 43 раза (рисунок 5). Сопоставляя эти результаты с данными по микротвердости поверхности ЭПО, можно отметить их прямую корреляцию – чем выше микротвердость, тем выше и износостойкость. Причем максимальную износостойкость имеют поверхностные слои после электровзрывного бороалитирования и последующей ЭПО.

Тепловая модель. Для моделирования особенностей тепловых процессов при электронно-пучковом воздействии на поверхность металлов и нахождения зависимости распределения температуры с ходом времени $T = T(z, t)$, воспользуемся подходом, использующим понятие обобщенного решения. Его сущность заключается в использовании закона сохранения энергии, когда энтальпия $U(T)$ непосредственно входит в уравнения. В чистых веществах при температуре фазового перехода энтальпия скачком изменяется на конечную величину теплоты фазового перехода L . В этом случае возникает неоднозначная зависимость U от T . Как правило, для сплавов, существует двухфазная зона между температурами солидус T_s и ликвидус T_L , где U сложным образом зависит от долей фаз. В связи с этим введем эффективную удельную теплоемкость

$$C_s = \frac{L}{(T_L - T_s)}. \quad (4.1)$$

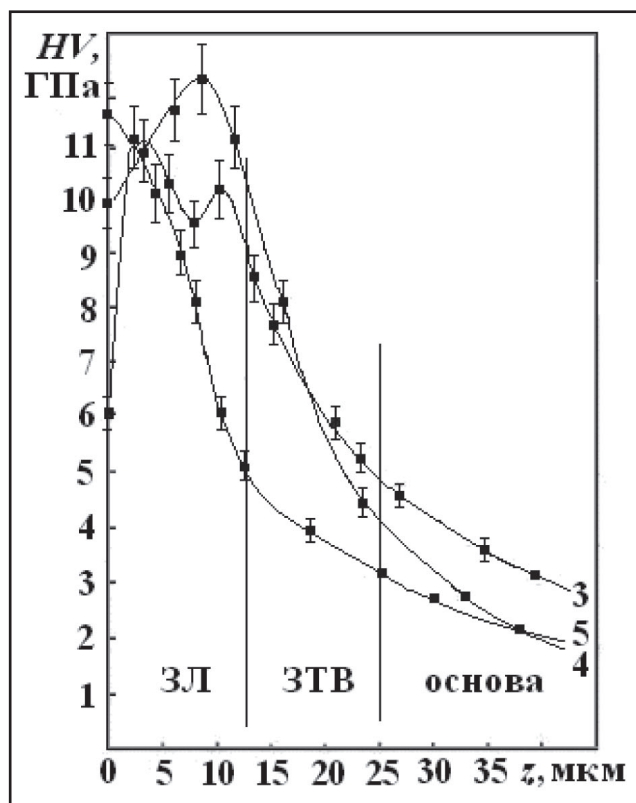


Рис. 4. Распределение микротвёрдости по глубине зоны электровзрывного алитирования совместно с карбидом кремния и последующей ЭПО стали 45: 1 – режим 1 ЭПО; 2 – режим 2 ЭПО; 3 – электровзрывное алитирование с карбидом кремния без ЭПО

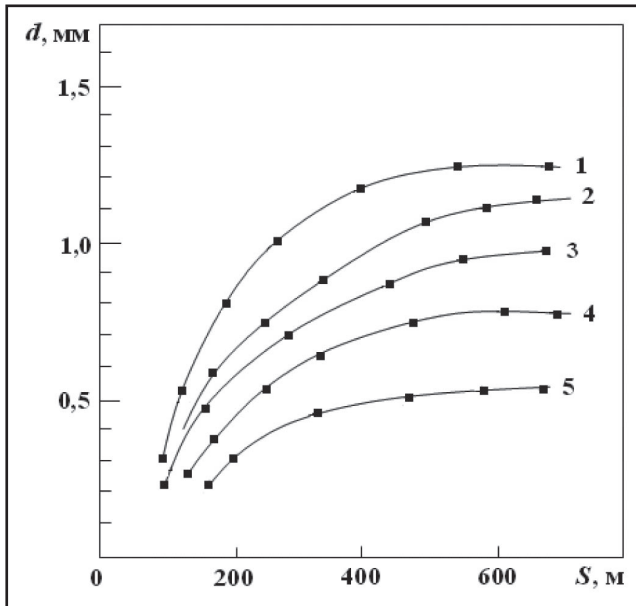


Рис. 5. Повышение износостойкости стали 45 после бороалитирования, алитирования с карбидом кремния и комбинированной обработки: 1 – исходный образец; 2 – после электровзрывного алитирования с карбидом кремния; 3 – после электровзрывного бороалитирования; 4 – после электровзрывного алитирования с карбидом кремния и ЭПО; 5 – после электровзрывного бороалитирования и ЭПО

Тогда зависимость $U(T)$ становится однозначной функцией и может быть задана следующими соотношениями:

$$U = \begin{cases} \rho_s C_s T, & T < T_s, \\ \rho_s C_s T_s + L \rho_s (T - T_s) / (T_L - T_s), & T_s < T < T_L, \\ \rho_s C_L (T - T_L) + \rho_s (L + C_s T_s), & T > T_L, \end{cases} \quad (4.2)$$

где C_s, C_L – теплоемкости; ρ_s, ρ_L – плотности твердой и жидкой стали.

Представим закон изменения энергии с учетом того, что тепловой поток q выражается по закону Фурье, в координатном виде:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right). \quad (4.3)$$

Здесь λ – коэффициент теплопроводности, зависящий от агрегатного состояния:

$$\lambda = \begin{cases} \lambda_s, & T \leq T_s, \\ \lambda_s + (\lambda_L - \lambda_s)(T - T_s) / (T_L - T_s), & T_s < T < T_L, \\ \lambda_L, & T \geq T_L. \end{cases} \quad (4.4)$$

Для нахождения $T(z, t)$ решим уравнение (4.3) со следующими граничными и начальными условиями:

$$-\lambda \frac{\partial T(0, t)}{\partial z} = q(t), \quad \frac{\partial T(l, t)}{\partial z} = 0, \quad (4.5)$$

$$T(x, 0) = T_0, \quad (4.6)$$

где l – толщина образца.

Второе условие в (4.5) означает отсутствие теплового потока со стороны тыльной поверхности образца.

Тепловой поток на облучаемой поверхности зададим в виде ступенчатой функции от времени:

$$q(t) = \begin{cases} q, & 0 < t < t_p, \\ 0, & t_p < t < t_0, \end{cases} \quad (4.7)$$

где q – среднее значение теплового потока за время импульса t_p , t_0 – период цикла.

Из-за зависимостей (4.2) и (4.4) математическая задача становится существенно нелинейной, поэтому решим задачу численно. Для этого проведем дискретизацию по времени и по пространству. Определим температуру в дискретных точках: $T_i^n = T(ih, n\tau)$, где h, τ – шаг по пространству и времени, а i, n – соответствующие номера слоев по времени и пространству. Выберем явную схему по времени и центральными разностями по пространственной переменной:

$$U_i^{n+1} = U_i^n + S[\lambda_{i+1/2}^n (T_i^n - T_{i-1}^n) - \lambda_{i-1/2}^n (T_i^n - T_{i+1}^n)], \quad (4.8)$$

$$1 \leq i \leq N_x, \quad 0 \leq n \leq N_t,$$

где

$$\begin{aligned} U_i^n &= U(ih, n\tau), \quad S = \tau / h^2, \\ \lambda_{i+1/2}^n &= 0,5 [\lambda(T_{i+1}^n) + \lambda(T_i^n)], \quad \lambda_{i-1/2}^n = \\ &= 0,5 [\lambda(T_i^n) + \lambda(T_{i-1}^n)], \quad \tau = t_0 / N_t, \quad h = l / N_x. \end{aligned} \quad (4.9)$$

Здесь N_t, N_x – количество шагов по времени и по пространству, соответственно.

Для расчетов по формуле (8) необходимо знать значения T_0^n и $T_{N_x+1}^n$. Определим их, используя граничные условия (5), записанные в дискретном виде:

$$T_0^n = T_1^n + h q(n\tau) / \lambda(T_1^n), \quad T_{N_x+1}^n = T_{N_x}^n. \quad (4.10)$$

Численное решение задачи (8, 10) проведем для случая ЭПО поверхности технически чистого железа. При этом используем следующие значения величин: $L = 2 \cdot 10^7$ Дж/кг; $\rho_s = \rho_L = 7,8 \cdot 10^3$ кг/м³, $C_s = C_L = 400$ Дж/(кг·К), $\lambda_s = \lambda_L = 30$ Вт/(м·К); $T_s = 1713$ К, $T_L = 1810$ К, $q = 1$ ГВт/м², $t_i = 2 \cdot 10^{-4}$ с.

Расчетные зависимости температуры $T = T(z, t)$ представлены на рисунках 6 и 7. Видно, что ЭПО в режимах, соответствующих режимам 1 и 2 поверхности электровзрывного бороалитирования ($1 - q = 4$ ГВт/м²; $\tau = 50$ мкс; $N = 10$; $2 - q = 1$ ГВт/м²; $\tau = 200$ мкс; $N = 10$), происходит нагрев поверхности до температуры кипения (с учетом ее значения при пониженном давлении в технологической камере установки «СОЛО»). При этом время охлаждения до комнатной

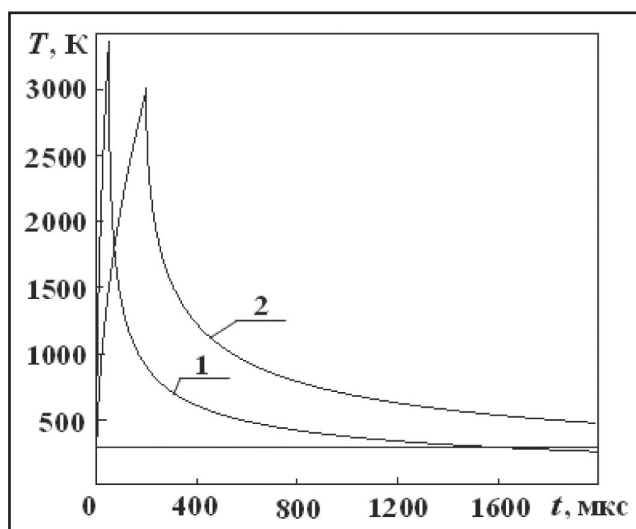


Рис. 6. Кинетические зависимости изменения температуры на поверхности технически чистого железа после однократного электронно-пучкового воздействия в режимах 1 и 2:

1 – $q = 4 \text{ ГВт/м}^2$; $\tau = 50 \text{ мкс}$; 2 – $q = 1 \text{ ГВт/м}^2$; $\tau = 200 \text{ мкс}$. Горизонтальная линия на рисунке соответствует комнатной температуре

температуры составляет доли миллисекунды, поэтому можно считать, что отдельные тепловые импульсы не влияют друг на друга.

Увеличение времени импульса от 50 до 200 мкс при одной и той же поверхностной плотности энергии, приводящее к уменьшению интенсивности теплового воздействия в 4 раза (от 4 до 1 ГВт/м²), вызывает увеличение глубины оплавления поверхностного слоя в 2,7 раза (рисунок 6). Это коррелирует с данными световой микроскопии и измерения микротвердости, согласно которым при переходе от режима 1 к режиму 2 происходит увеличение глубины зоны упрочнения (рисунок 3). С увеличением поверхностной плотности энергии при постоянном времени импульса, т.е. с ростом интенсивности воздействия, также происходит увеличение глубины оплавления. Однако, при этом, очевидно, развиваются интенсивные процессы испарения с поверхности. При обработке поверхности металлов и сплавов после ЭВЛ такое испарение может приводить к утрате легирующих элементов. Наблюдающееся понижение микротвердости, измеренной с поверхности облученных образцов, относительно ее уровня в объеме, т.е. образование объемного максимума (рисунок 3), можно связывать именно с процессом испарения легирующих элементов [16].

Диффузионная модель. Не вдаваясь в механизмы ускоренного массопереноса, будем считать, что в результате теплового воздействия на металлы ниже оплавленного слоя в них возникает неравновесное состояние, характеризующееся коэффициентом диффузии порядка $10^{-2} \text{ см}^2/\text{с}$. Рассмотрим

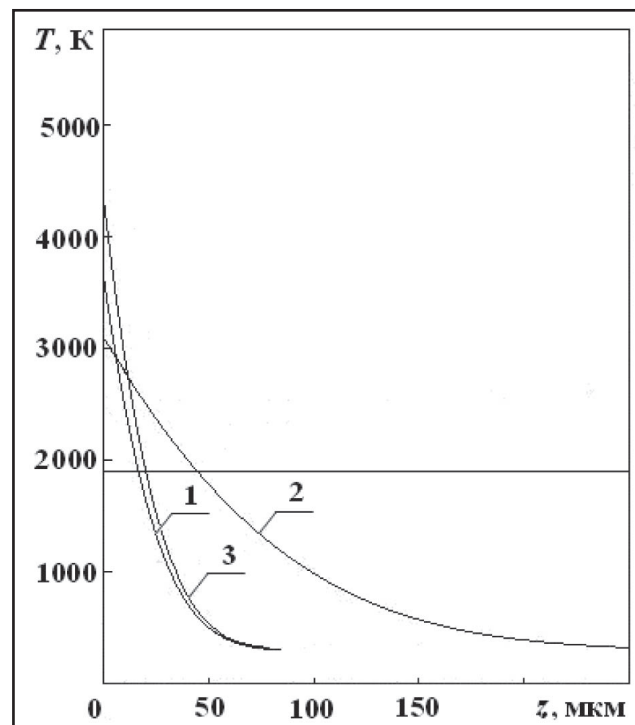


Рис. 7. Расчетная зависимость температуры от глубины поверхностных слоев в момент окончания ЭПО поверхности технически чистого железа при одном импульсе воздействия: 1 – $q = 4 \text{ ГВт/м}^2$; $\tau = 50 \text{ мкс}$; 2 – $q = 1 \text{ ГВт/м}^2$; $\tau = 200 \text{ мкс}$; 3 – $q = 5 \text{ ГВт/м}^2$; $\tau = 50 \text{ мкс}$. Горизонтальная линия соответствует температуре плавления металла

математическую модель эволюции концентрационного поля легирующих элементов (прежде всего, бора), которые после ЭВЛ находятся в поверхностном слое толщиной 15–20 мкм.

Математическая задача состоит в нахождении концентраций, удовлетворяющим уравнению диффузии, граничным условиям, соответствующим отсутствию поступления диффундирующего вещества с границ и начальным условиям, отражающим легирование после ЭВЛ:

$$\begin{aligned} \frac{\partial c}{\partial t} &= D \frac{\partial^2 c}{\partial z^2}, \quad 0 < z < l, \quad t > 0; \\ \frac{\partial c(0, t)}{\partial z} &= \frac{\partial c(l, t)}{\partial z} = 0; \quad c(z, 0) = \begin{cases} c_0, & 0 < z < h; \\ 0, & z > h. \end{cases} \end{aligned} \quad (4.11)$$

где h – толщина зоны ЭВЛ, c и c_0 – концентрация диффундирующего элемента в момент времени t и сразу после ЭВЛ, соответственно.

Величина c_0 в последующем рассмотрении не имеет принципиального значения, так как нас интересует проникновение диффундирующего вещества по глубине для различных моментов времени. Решение задачи (4.11) найдем аналитически, вводя новую переменную $u(z, t) = c_z(z, t)$. Тогда (11) принимает вид:

$$\begin{aligned} u_t &= Du_{zz}, u(0, t) = u(l, t) = 0; \\ u(z, 0) &= c_0 [\delta(z) + \delta(z - h)], \end{aligned} \quad (4.12)$$

где $\delta(z)$ – дельта-функция Дирака.

Решение задачи (4.12) получим, путем подстановки дельта-функции в формулу:

$$\begin{aligned} u(z, t) &= \frac{2c_0}{l} \sum_{k=1}^{\infty} \exp\left(-\frac{k^2 \pi^2 D}{l^2} t\right) \sin\left(\frac{k \pi z}{l}\right) \times \\ &\times \sin\left(\frac{k \pi h}{l}\right), \end{aligned} \quad (4.13)$$

где k – параметр суммирования.

Величина c_0 не имеет принципиального значения в последующем рассмотрении, так как нас интересует проникновение диффундирующего вещества по глубине для различных моментов времени. В формуле (4.13) ограничимся конечным числом членов ряда, обозначая его через K . Проведенные вычисления показали, что $K = 50$ достаточно для точности расчетов.

На приведенной серии зависимостей (рисунок 8) можно отметить продвижение профилей концентраций в глубину. Наиболее корректно это продвижение можно описать, следя за определенной точкой на графике зависимости $C(x, t)$ от N . В качестве определенной точки возьмем точку перегиба и будем полагать, что фронт продвижения диффузии связан с движением точки перегиба на зависимости концентрации $C(x, t)$ от N при фиксированных моментах времени.

Видно (рисунок 9), что с увеличением числа импульсов электронно-пучкового воздействия глубина проникновения легирующих элементов монотонно увеличивается и после десяти импульсов (при этом общее время обработки $t = 2000$ мкс) достигает 90 мкм. Эта величина соответствует наблюдаемому экспериментально (рисунок 3) увеличению глубины упрочнения. Это свидетельствует в пользу сделанного выбора механизма продвижения фронта концентрации на основе ускоренного массопереноса.

Таким образом, предложенные математические модели тепломассопереноса позволяют объяснить основные особенности импульсно-периодической ЭПО поверхности электровзрывного легирования металлов и сплавов.

4. Заключение

1. Комбинированная обработка приводит к росту глубины упрочнения. Микротвёрдость после электровзрывного бороалитирования и ЭПО составляет 16 ГПа, а глубина упрочнения 90 мкм, а после электровзрывного алитирования

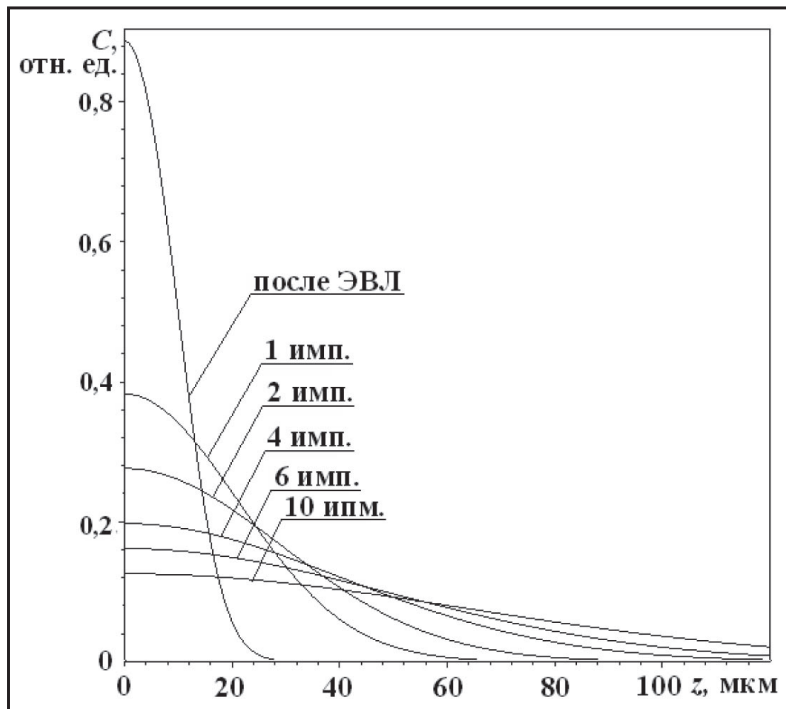


Рис. 8. Зависимости распределения концентрации легирующего элемента по глубине после обработки с различным числом импульсов ЭПО

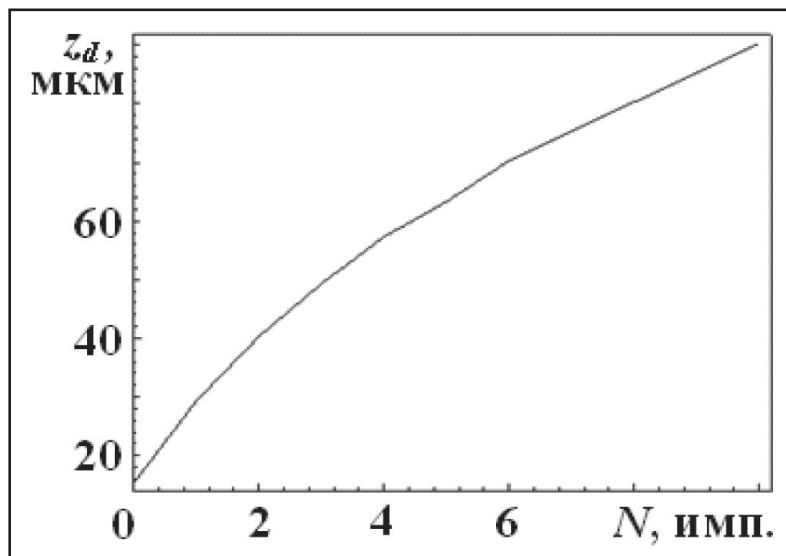


Рис. 9. Расчетная зависимость положения точки перегиба концентрационного профиля легирующего элемента от числа импульсов ЭПО

с совместно карбидом кремния и ЭПО – 12,5 ГПа и 50 мкм, соответственно. В исходном состоянии микротвёрдость составляет 2 ГПа. Износостойкость в условиях сухого трения скольжения после электро-взрывного бороалитирования и ЭПО увеличивается в 43 раза, а при электровзрывном алитировании с карбидом кремния – в 12 раз. Упрочнение поверхности достигается вследствие формирования мелко-дисперсной неравновесной структуры, содержащей упрочняющие фазы.

2. Разработанные модели позволяют объяснить полученные результаты особенностями протекания тепловых и диффузионных процессов при ЭПО

Список литературы

1. Шулов В.А., Белов А.Б., Львов А.Ф. Модификация поверхности деталей из жаропрочных сталей сильноточными импульсными электронными пучками // Физика и химия обраб. материалов. 2005. № 2. С. 61–70.
2. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физические основы электро-взрывного легирования металлов и сплавов. Новокузнецк: СибГИУ. 2007. 301 с.
3. Ионина А.В., Будовских Е.А. Особенности формирования градиентных структур на поверхности титана ВТ1-0 после комбинированной обработки // Прикладная физика и математика. 2023. № 2. С. 3–10. DOI: 10.25791/pfim.02.2023.1253
4. Комаров Д.В., Коновалов С.В., Панченко И.А., Тимофеева Я.А. Модификация структуры поверхностного слоя рабочих лопаток ТВД ГКТ-10-4 методом импульсной электронно-пучковой обработки. Проблемы прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий // Сборник трудов Международной научно-практической конференции. Под редакцией В.Е. Громова. 2021. С. 109–110.
5. Вострецова А.В., Иванов Ю.Ф., Филимонов С.Ю. Структура и свойства поверхности электронно-пучковой обработки стали, подвергнутой электро-взрывному алитированию // Изв. вузов. Физика. 2009. № 11/2. С. 161–165.
6. Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Филимонов С.Ю. Формирование структуры и свойств стали 45 при комплексной электро-взрывной и электронно-пучковой обработке // Изв. вузов. Чёр. металлургия. 2008. № 12. С. 43–48.
7. Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Филимонов С.Ю. Модификация низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком поверхности стали, легированной электро-взрывным методом // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 2. С. 17–22.
8. Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Филимонов С.Ю. Импульсная электронно-пучковая модификация поверхности электро-взрывного легирования углеродистой стали // Изв. вузов. Черная металлургия. 2009. № 10. С. 42–44.
9. Иванов Ю.Ф., Филимонов С.Ю., Колубаева Ю.А. Структурно-фазовое состояние поверхности электронно-пучковой обработки стали, подвергнутой электро-взрывному алитированию // Фундам. проблемы соврем. материаловедения. 2009. № 2. С. 119–123.
10. Карпий С.В., Морозов М.М., Иванов Ю.Ф. Формирование наноразмерных фаз при электро-взрывном алитировании и бороалитировании и электронно-пучковой обработке поверхности титан // Изв. вузов. Черная металлургия. 2010. № 8. С. 42–44.
11. Карпий С.В., Морозов М.М., Будовских Е.А. Структурно-фазовые состояния титана после электро-взрывного легирования и последующей электронно-пучковой обработки // Успехи физики металлов. 2010. Т. 11. С. 1–21.
12. Карпий С.В., Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н. Структура и фазовый состав технически чистого титана, подвергнутого электро-взрывному алитированию и последующей электронно-лучевой обработке // Физика и химия обраб. материалов. 2010. № 4. С. 24–29.
13. Колмаков А.Г., Терентьев В.Ф., Бакиров М.Б. Методы измерения твердости: справ. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Интермет Инжиниринг, 2005. 150 с.
14. Загуляев Д.В., Иванов Ю.Ф., Абатурова А.А., Устинов А.М., Громов В.Е. Исследования свойств и структуры поверхностных слоев силумина после облучения импульсным электронным пучком // Физическое материаловедение. Актуальные проблемы прочности. Сборник материалов X Международной школы, посвященной 10-летию лаборатории «Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы» и LXIII Международной конференции. Тольятти, 2021. С. 106–107.
15. Ионина А.В. Электронно-пучковая модификация поверхности углеродистой стали // Инженерная физика. 2022. № 12. С. 17–27.
16. Ионина А.В. Повышение свойств стали после электро-взрывного легирования и последующей электронно-пучковой обработки // КоМУ-2022: Материалы XIV Всероссийской школы-конференции молодых учёных с международным участием, Ижевск, 05–09 декабря 2022 года. Ижевск: Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Удмуртский федеральный исследовательский центр Уральского отделения Российской академии наук», 2022. С. 127–128.

References

1. Shulov V.A., Belov A.B., Lvov A.F. Modifikatsiya poverkhnosti detaley iz zharoprochnykh staley silnotochnymi impulsnymi elektronnyimi puchkami [Modification of the surface of parts made of heat-resistant steels using high-current pulsed electron beams]. *Fizika i khimiya obrab. materialov* [Physics and chemistry of processing materials]. 2005. No. 2. Pp. 61–70.
2. Bagautdinov A.Ya., Budovskikh Ye.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.Ye. Fizicheskie osnovy elektrovzryvnogo legirovaniya metallov i splavov [Physical basis of electroexplosive alloying of metals and alloys]. Novokuznetsk: SibGIU. 2007. 301 p.
3. Ionina A.V., Budovskikh Ye.A. Osobennosti formirovaniya gradientnykh struktur na poverkhnosti titana VT1-0 posle kombinirovannoy obrabotki [Features of the formation of gradient structures on the surface of titanium VT1-0 after combined processing]. *Prikladnaya fizika i matematika* [Applied physics and mathematics]. 2023. No. 2. Pp. 3–10. DOI: 10.25791/pfim.02.2023.1253
4. Komarov D.V., Kononov S.V., Panchenko I.A., Timofeeva Ya.A. Modifikatsiya struktury poverkhnostnogo sloya rabochikh lopatok TVD GKT-10-4 metodom impulsnoy elektronno-puchkovoy obrabotki. Problemy prochnosti i plastichnosti materialov v usloviyakh vneshnikh energeticheskikh vozdeystviy [Modification of the structure of the surface layer of GKT-10-4 high-pressure turbine blades using the method of pulsed electron beam processing. Problems of strength and ductility of materials under external energy influences]. *Sbornik trudov Mezhdunarodnoy nauchno-prakticheskoy konferentsii. Pod redaktsiey V.Ye. Gromova* [Collection of proceedings of the International Scientific and Practical Conference. Edited by V.E. Gromov]. 2021. Pp. 109–110.
5. Vostretsova A.V., Ivanov Yu.F., Filimonov S.Yu. Struktura i svoystva poverkhnosti elektronno-puchkovoy obrabotki stali, podvergnutoy elektrovzryvnomu alitirovaniyu [Structure and surface properties of electron beam processing of steel subjected to electroexplosive aluminizing]. *Izv. vuzov. Fizika* [News from universities. Physics]. 2009. No. 11/2. Pp. 161–165.
6. Ivanov Yu.F., Kolubaeva Yu.A., Filimonov S.Yu. Formirovanie struktury i svoystv stali 45 pri kompleksnoy elektrovzryvnoy i elektronno-puchkovoy obrabotke [Formation of the structure and properties of steel 45 during complex electric explosion and electron beam processing]. *Izv. vuzov. Cher. metallurgiya* [News from universities. Black metallurgy]. 2008. No. 12. Pp. 43–48.
7. Ivanov Yu.F., Kolubaeva Yu.A., Filimonov S.Yu. Modifikatsiya nizkoenergeticheskim silnotochnym elektronnyim puchkom poverkhnosti stali, legirovannoy elektrovzryvnym metodom [Modification of the surface of steel alloyed by the electroexplosive method with a low-energy high-current electron beam]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya* [Strengthening technologies and coatings]. 2009. No. 2. Pp. 17–22.
8. Ivanov Yu.F., Kolubaeva Yu.A., Filimonov S.Yu. Impulsnaya elektronno-puchkovaya modifikatsiya poverkhnosti elektrovzryvnogo legirovaniya uglerodistoy stali [Pulsed electron beam modification of the surface of electroexplosive alloying of carbon steel]. *Izv. vuzov. Cher. metallurgiya* [News from universities. Black metallurgy]. 2009. No. 10. Pp. 42–44.
9. Ivanov Yu.F., Filimonov S.Yu., Kolubaeva Yu.A. Strukturno-fazovoe sostoyanie poverkhnosti elektronno-puchkovoy obrabotki stali, podvergnutoy elektrovzryvnomu alitirovaniyu [Structural-phase state of the surface of electron beam processing of steel subjected to electroexplosive aluminizing]. *Fundam. problemy sovrem. materialovedeniya* [Fundamental problems of modern materials science]. 2009. No. 2. Pp. 119–123.
10. Karpiy S.V., Morozov M.M., Ivanov Yu.F. Formirovanie nanorazmernykh faz pri elektrovzryvnom alitirovanii i boroalitirovanii i elektronno-puchkovoy obrabotke poverkhnosti titan [Formation of nano-sized phases during electroexplosive aluminizing and boron aluminizing and electron beam treatment of titanium surface]. *Izv. vuzov. Cher. metallurgiya* [News from universities. Black metallurgy]. 2010. No. 8. Pp. 42–44.
11. Karpiy S.V., Morozov M.M., Budovskikh Ye.A. Strukturno-fazovye sostoyaniya titana posle elektrovzryvnogo legirovaniya i posleduyushchey elektronno-puchkovoy obrabotki [Structural-phase states of titanium after electroexplosive alloying and subsequent electron beam processing]. *Uspekhi fiziki metallov* [Advances in metal physics]. 2010. Vol. 11. Pp. 1–21.
12. Karpiy S.V., Ivanov Yu.F., Koval N.N. Struktura i fazovyy sostav tekhnicheskogo chistogo titana, podvergnutogo elektrovzryvnomu alitirovaniyu i posleduyushchey elektronno-luchevoy obrabotke [Structure and phase composition of commercially pure titanium subjected to electroexplosive aluminization and subsequent electron beam treatment]. *Fizika i khimiya obrab. materialov* [Physics and chemistry processing materials]. 2010. No. 4. Pp. 24–29.
13. Kolmakov A.G., Terentev V.F., Bakirov M.B. Metody izmereniya tverdosti: cprav. 2-e izd., pererab. i dop. [Methods for measuring hardness:

- reference. 2nd ed., revised. and additional]. M.: Intermet Engineering, 2005. 150 p.
14. Zagulyaev D.V., Ivanov Yu.F., Abaturova A.A., Ustinov A.M., Gromov V.Ye. Issledovaniya svoystv i struktury poverkhnostnykh sloev silumina posle oblucheniya impulsnym elektronnym puchkom [Studies of the properties and structure of silumin surface layers after irradiation with a pulsed electron beam]. Fizicheskoe materialovedenie. Aktualnye problemy prochnosti. Sbornik materialov X Mezhdunarodnoy shkoly, posvyashchennoy 10-letiyu laboratorii «Fizika prochnosti i intellektualnye diagnosticheskie sistemy» i LXIII Mezhdunarodnoy konferentsii [Physical materials science. Current problems of strength. Collection of materials from the X International School dedicated to the 10th anniversary of the laboratory “Physics of Strength and Intelligent Diagnostic Systems” and the LXIII International Conference]. Togliatti, 2021. Pp. 106–107.
 15. Ionina A.V. Elektronno-puchkovaya modifikatsiya poverkhnosti uglerodistoy stali [Electron beam modification of the surface of carbon steel]. Inzhenernaya fizika [Engineering physics]. 2022. No. 12. Pp. 17–27.
 16. Ionina A.V. Povyshenie svoystv stali posle elektrovzryvnogo legirovaniya i posleduyushchey elektronno-puchkovoy obrabotki [Improving the properties of steel after electroexplosive alloying and subsequent electron beam processing]. KoMU-2022: Materialy XIV Vserossiyskoy shkoly-konferentsii molodykh uchenykh s mezhdunarodnym uchastiem, Izhevsk, 05–09 dekabrya 2022 goda. Izhevsk: Federalnoe gosudarstvennoe byudzhethnoe uchrezhdenie nauki «Udmurtskiy federalnyy issledovatel'skiy tsentr Uralskogo otdeleniya Rossiyskoy akademii nauk» [KoMU-2022: Materials of the XIV All-Russian school-conference of young scientists with international participation, Izhevsk, December 05–09, 2022. Izhevsk: Federal State Budgetary Institution of Science “Udmurt Federal Research Center of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences”]. 2022. Pp. 127–128.

Сведения об авторе

Ионина Анна Валерьевна, канд. техн. наук, заведующий кафедрой технических дисциплин и информационных технологий

Филиал Кузбасского государственного технического университета имени Т.Ф. Горбачева
654006, Российская Федерация, Кемеровская область, Кузбасс, ул. Орджоникидзе, 7

Information about author

Ionina Anna Valeryvna, Cand. of Techn. Sciences, Head of the Department of Technical Disciplines and Information Technologies

Branch of Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev
654006, Russian Federation, Kemerovo region, Kuzbass, Ordzhonikidze st., 7