

Особенности, закономерности и перспективы практического применения методов высокоинтенсивной имплантации ионов

*А.И. Рябчиков**

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

**ralex@tpu.ru*

Аннотация. В статье представлен обзор работ по высокоинтенсивной ионной имплантации импульсно-периодическими пучками ионов металлов и газов с плотностью тока от нескольких мА/см² до нескольких А/см² с энергиями ионов от единиц до 100 кэВ. Рассмотрены одноэлектродные системы формирования импульсно-периодических пучков ионов металлов, очищенных от микрокапельных фракций и газов высоких средних и импульсных плотностей мощности. Показано, что при формировании интенсивных пучков ионов металлов из плазмы вакуумной дуги методом баллистической фокусировки при энергиях ионов до нескольких кэВ длительность импульса ограничена из-за появления виртуального анода. Формирование виртуального анода связано с декомпенсацией объемного заряда ионного пучка за счет ухода электронов плазмы из дрейфового пространства в ускоряющий промежуток. В статье рассмотрены методы, позволяющие решить проблему появления виртуального анода и повышения эффективности баллистической фокусировки и транспортировки ионного пучка. Представлены данные экспериментов и численного моделирования, доказывающие, что при формировании пучков ионов металлов с высокой импульсной плотностью мощности в условиях увеличения средней энергии ионов в пучке до нескольких десятков кэВ достигается эффективная компенсация пространственного заряда ионов пучка. Это обеспечивается предварительной инжекцией плазмы в дрейфовое пространство в сочетании с дополнительной генерацией электронов за счет ионно-электронной эмиссии. Рассмотрены два метода высокоинтенсивной имплантации. При энергиях ионов до нескольких кэВ импульсно-периодическая имплантация ионов металлов и газов с плотностью тока до 1 А/см² обеспечивает формирование ионно-легированных слоев в металлах и сплавах толщиной в десятки и сотни микрометров. Обсуждены особенности и закономерности ионного легирования различных металлов и сплавов высокочастотными ионными пучками с плотностью тока до 1 А/см² при низких ускоряющих напряжениях и флюенсах облучения до 10²² ион/см². Представлены экспериментальные данные по модифицированию металлов и сплавов в условиях синергии высокоинтенсивной ионной имплантации и одновременного импульсно-периодического энергетического воздействия на поверхность материала пучком субмиллисекундной длительности с плотностью мощности от нескольких десятков до 200 кВт/см². Впервые представлены данные, демонстрирующие возможность легирования ионами хрома, алюминия, титана, сплава Zr1%Nb, титана и алюминия за счет импульсно-периодического нагрева поверхностного слоя на глубину нескольких микрон. Импульсно-периодический нагрев исключает перегрев облучаемых материалов вне ионно-легированного слоя. В отчете представлены данные, демонстрирующие возможность улучшения микроструктуры приповерхностного слоя за счет многократной импульсно-периодической сверхвысокоскоростной передачи энергии пучка от поверхности в облучаемый материал. Обсуждены перспективы практического применения высокоинтенсивной имплантации для модификации микроструктуры и свойств металлов и сплавов различного назначения. **Ключевые слова:** ионы газов и металлов, высокая плотность тока, высокоинтенсивная имплантация, энергетическое воздействие мощного пучка, модификация микроструктуры.

1. Введение

Методы улучшения эксплуатационных свойств различных материалов играют важную роль в развитии современной науки и техники. Среди многообразия методов улучшения свойств поверхностей металлов и сплавов, других конструкционных материалов, невозможно выделить универсальный, решающий все многообразие задач, стоящих перед разработчиками новой техники и технологий. Наибольшее практическое применение получили методы ионно-плазменного осаждения покрытий с использованием вакуумно-дуговых [1–3] и магнетронных распылительных систем [4–6]. Этому способствовали относительная простота реализации

технологий, приемлемая стоимость обработки и широкий спектр возможных улучшений физико-химических свойств поверхностей изделий различного функционального назначения. Основным недостатком этих методов связан с наличием резкой границы раздела между покрытием и материалом мишени и, как следствие, с существованием проблемы адгезии между ними. Альтернативные методы модификации свойств приповерхностных слоев материалов основаны на импульсном энергетическом воздействии пучков заряженных частиц, включая электронные [7–11] и ионные [12, 13] пучки нано-микросекундной длительности импульса с высокой плотностью мощности, потоки плазмы [14–16] и лазерного излучения [17, 18]. Модифицирующий эффект у этих методов основан на импульсном энергетическом воздействии на поверхность с последующим ее охлаждением за счет сверхбыстрого перераспределения тепловой энергии по всему объему обрабатываемого изделия. Это воздействие не меняет элементный состав в зоне расплавления, но благодаря сверхзакалке формируются новые фазы и существенно изменяется микроструктура приповерхностного слоя. Уникальными возможностями обладают методы ионной имплантации. Эти методы изменяют элементный состав, микроструктуру и свойства приповерхностных слоев различных материалов. Широкое практическое применение эти методы нашли в технологиях направленного и хорошо контролируемого ионного легирования полупроводниковых материалов. Полупроводниковые материалы оказались очень чувствительными к легирующей примеси и для изменения их свойств используются флюенсы, обычно не превышающие 10^{15} ион/см² [19, 20]. Металлы и сплавы оказались менее чувствительными и для модификации их приповерхностных свойств потребовалось увеличить флюенс ионного облучения на несколько порядков, примерно до $5 \cdot 10^{17}$ ион/см² [21–32]. В связи с необходимостью существенного увеличения флюенса ионного облучения были разработаны ионные источники непрерывного и импульсно-периодического действия на существенно большие токи [33–36]. Многолетние исследования особенностей и закономерностей имплантации ионов металлов и газов в конструкционные материалы различного назначения показали возможность существенного улучшения микроструктуры и свойств ионно-легированного слоя. Однако, широкого практического применения эти технологии не получили. Главный недостаток, ограничивший применение ионной имплантации для направленного изменения элементного состава, микроструктуры и эксплуатационных свойств металлов и сплавов, обусловлен малым пробегом ионов в твердом теле. Как результат толщины ионно-модифицированных слоев при обычной имплантации не превышают нескольких десятков нанометров. В случае полупроводниковых материалов для увеличения толщин ионно-легированных слоев используют имплантеры с большей энергией ионов. Высокая себестоимость микросхем и малые флюенсы ионного облучения привели к созданию экономически выгодных технологий модификации полупроводниковых материалов. В случае металлов и сплавов, когда требуется увеличение флюенса на несколько порядков по сравнению с полупроводниками, применение сложных ускорителей на энергии ионов в несколько сотен и даже тысяч кэВ представляется экономически бесперспективным. Более того, рассматривая возможность увеличения толщин ионно-легированных слоев до нескольких микрометров и даже десятков микрометров, становится очевидным невозможность реализации глубокого ионного легирования металлов и сплавов за счет увеличения энергии ионов. Для сверхвысокодозовой имплантации, обеспечивающей ионное легирование слоев с толщинами от единиц до сотен микрометров формируемых за короткие времена требуется развитие нового метода высокоинтенсивной имплантации с увеличением плотности тока в ионном пучке на несколько порядков. Данная работа посвящена обобщению результатов исследований по высокоинтенсивной имплантации ионов металлов и газов в различные металлы и сплавы.

2. Концепция формирования глубоких ионно-легированных слоев на основе синергии высокоинтенсивной имплантации ионов и импульсно-периодического энергетического воздействия пучков высокой плотности мощности на поверхность

Для увеличения глубины ионного легирования материалов потребуется, прежде всего, использовать существенно большие флюенсы ионного облучения. При обычной имплантации металлов и сплавов ионами с энергией около 100 кэВ использовались флюенсы, не превышающие $2 \cdot 10^{17}$ ион/см². Глубина имплантированных атомов, при этом, не превышала нескольких десятков нанометров. Рассматривая возможность увеличения толщин ионно-легированных слоев до нескольких, а иногда и десятков микрометров приходим к очевидному заключению о необходимости увеличения флюенса ионного облучения в $100 \div 1000$ раз. Кроме того, принимая во внимание предполагаемый вклад ионного распыления в уменьшение дозы внедренных атомов при сверх больших флюенсах ионной имплантации, необходимо рассматривать дополнительное увеличение флюенса еще от 10 до 100 раз. В результате приходим к выводу, что для ионного легирования металлов и сплавов на значительные глубины потребуются сверхвысокие флюенсы ионного облучения в диапазоне от 10^{20} до 10^{22} ион/см². Обычные импульсно-периодические источники ионов металлов и газов обеспечивают формирование пучков со средней плотностью тока, не превышающей 0.5 мА/см^2 [33–36]. Такие источники обеспечивают скорости набора флюенсов в пределе не превышающие 10^{19} ион/см² в час. Увеличение флюенса на 2–3 порядка означает соответствующее увеличение времени облучения, что делает бесперспективным применение таких источников ионов для глубокого ионного легирования материалов. Для сверхвысокодозовой имплантации требуются существенно более высокоинтенсивные источники ионов. Важно отметить, что, рассматривая применение вакуумного дугового разряда для генерации высокоинтенсивных пучков ионов металлов, требуется найти решение проблемы исключения попадания микрокапельной фракции продуктов взрывной эмиссии в зону ионного облучения мишени.

Применительно к металлам и сплавам для глубокого ионного легирования наиболее привлекательно сочетание ионной имплантации и диффузионного насыщения имплантируемыми атомами приповерхностных слоев. Увеличение плотности ионного тока и, как следствие, рост плотности мощности в ионном пучке предопределяет существенный нагрев мишени в процессе высокоинтенсивной имплантации.

При этом возможны два подхода. В случае, когда коэффициент диффузии оказывается достаточно большим при относительно невысоких температурах, как например при имплантации азота в различные стали [37–43], возможно применение высокоинтенсивных импульсно-периодических пучков ионов с высоким коэффициентом заполнения импульсов или даже непрерывных пучков. Применение таких пучков будет приводить к нагреву всего объема материала мишени. Однако, в этом варианте возможно диффузионное насыщение приповерхностных слоев при температурах, не вызывающих значительный рост зерна кристаллической структуры материала мишени и, соответственно не приводящей к деградации свойств во всем объеме имплантируемого образца.

В большинстве случаев для высокоскоростной диффузии необходим нагрев ионно-легированного слоя до высоких температур. В этом случае наряду с формированием широкого ионно-легированного слоя будет иметь место деградация микроструктуры в объеме материала. В работе [44] впервые был предложен метод высокоинтенсивной имплантации, предполагающий решение этой проблемы. Метод основан на синергии высокоинтенсивной имплантации ионов и одновременного импульсно-периодического энергетического воздействия пучка ионов высокой плотности мощности при субмиллисекундной длительности на имплантируемую поверхность. Для реализации этого метода требуются импульсно-

периодические пучки ионов с длительностью в несколько сотен микросекунд и плотностью мощности в диапазоне от нескольких десятков до нескольких сотен кВт/см². Воздействие такого пучка на поверхность приводит к импульсному нагреву приповерхностного слоя до высоких температур. Сочетание общего нагрева мишени до температур при которых не наблюдается деградации микроструктуры материала в сочетании с дополнительным импульсно-периодическим нагревом позволяет рассматривать возможность усиления радиационно-стимулированной диффузии при нагреве вплоть до температур плавления. Метод обладает несколькими особенностями важными для высокоинтенсивного глубокого ионного легирования различных материалов. Принципиально важно то, что после каждого импульсного нагрева приповерхностного слоя происходит сверхбыстрое его охлаждение за счет отвода тепла внутрь материала мишени. Скорость охлаждения может достигать 10⁶ К/с. Такие скорости отвода тепла несколько ниже, чем при воздействии на поверхность наносекундных пучков электронов, ионов или лазерного излучения, но сравнимы со скоростью изменения температурных полей при модификации материалов сильноточными пучками электронов, или потоками плазмы субмиллисекундной длительности. Поэтому наряду с глубоким ионным легированием при синергии высокоинтенсивной имплантации ионов с энергетическим воздействием на поверхность возможна и модификация микроструктуры облучаемого материала благодаря быстрому нагреву и сверхскоростному охлаждению поверхности. Вторая особенность заключается в том, что при высокой импульсной плотности мощности ионного пучка ограничена возможность применения высоких частот импульсов. В случае применения для генерации пучков ионов металлов непрерывного вакуумного дугового разряда наличие паузы между импульсами ускоряющего напряжения позволяет рассматривать возможность существенного уменьшения ионного распыления облучаемой поверхности благодаря частичному осаждению плазмы в область ионного облучения мишени [45].

При высокоинтенсивной имплантации значительный разогрев ионно-легируемой области в сочетании с высокой плотностью тока способствуют усилению радиационно-стимулированной диффузии. В работе [46] применительно к имплантации ионов азота в сталь и алюминий показано, что толщина имплантированного слоя h прямо пропорциональна коэффициенту диффузии D азота и обратно пропорциональна скорости V_s ионного распыления поверхности: $h=2D/V_s$. Скорость ионного распыления прямо пропорциональна плотности ионного тока j_i и коэффициенту ионного распыления Y [47]. Теория Зигмунда предсказывает, что коэффициент ионного распыления поликристаллических материалов при энергии ионов до 1 кэВ может быть определен по следующей формуле (1):

$$Y = \frac{3\alpha M_i M_\alpha E_i}{\pi^2 (M_i + M_\alpha)^2 2E_s}, \quad (1)$$

где M_i и M_α атомная масса ионов и атомов мишени, E_i – энергия падающих ионов, E_s – энергия сублимации атомов мишени, α – безразмерный параметр, зависящий от соотношения M_i/M_α .

При обычной имплантации толщина ионно-распыленного слоя как правило не превышает нескольких долей микрометра. Ситуация принципиально изменяется при сверхвысокодозовой имплантации. Согласно данным представленным в [41, 42], при флюенсе имплантации ионов азота 10²¹ с энергией около 1.5 кэВ в стали 40X и 40X13 толщины распыленных слоев достигали 200 мкм. Распыление, ранее внедренной примеси, снижает эффективность как самого метода имплантации, так и энергетические характеристики ионно-пучкового оборудования. Особенно важно, что ионное распыление уменьшает толщины формируемых ионно-легируемых слоев. В этой связи, в дальнейшем, представляется целесообразным

рассмотреть и исследовать возможность уменьшения ионного распыления при сверхвысокодозовой высокоинтенсивной имплантации.

3. Особенности и закономерности формирования высокоинтенсивных пучков ионов металлов и газов низкой энергии

Увеличение плотности тока на несколько порядков для реализации метода высокоинтенсивной имплантации предопределяет необходимость решения проблем существенного роста плотности мощности ионного пучка и, соответственно, перегрева или даже расплавления облучаемых материалов. Наиболее приемлемый вариант решения этой проблемы заключается в уменьшении энергии ионов. Оценки показали, что при плотностях ионного тока, составляющих несколько сотен миллиампер на квадратный сантиметр амплитуды ускоряющих напряжений не должны превышать нескольких единиц киловольт. Импульсно-периодический вариант формирования ионного пучка предполагает возможность управления средней плотностью мощности в широких пределах.

Высокая плотность ионного тока при малых амплитудах ускоряющих напряжений предопределила конструктивный вариант нового типа ионного источника. В работе [47] впервые были представлены результаты исследований по формированию импульсно-периодических пучков ионов титана на основе генерации плазмы непрерывным вакуумным дуговым разрядом. Был использован плазменно-иммерсионный вариант с односеточным экстрактором ионов. Для реализации высокоинтенсивной и сверхвысокодозовой имплантации ионов металлов впервые было использовано совмещение эффектов «солнечного затмения» и баллистической фокусировки ионного пучка. Непрерывный вакуумный дуговой разряд обеспечил возможность заполнения эквипотенциального пространства дрейфа, баллистически-фокусируемого ионного пучка, плазмой. Эта плазма необходима для нейтрализации пространственного заряда пучка высокой интенсивности. Применение односеточного экстрактора ионов предопределило проявление одной из особенностей формирования и транспортировки ионного пучка с плотностью тока в десятки и сотни мА/см². При малых амплитудах потенциала смещения, не превышающих нескольких кВ, коэффициент ионно-электронной эмиссии оказывается незначительным. Уход электронов в ускоряющий зазор из-за проникновения электрического поля слоя разделения заряда в пространство дрейфа ионного пучка приводит к постепенному ухудшению нейтрализации пространственного заряда. Отсутствие дополнительного источника электронов в конечном итоге приводит к формированию виртуального анода и обрыву импульса ионного пучка. В работе [47] впервые было показано, что при потенциале смещения 1.5 кВ эффект виртуального анода возникает при длительности импульса около 14 мкс. В последующем, в работах [48–51], экспериментально и численным моделированием было подтверждено и более детально исследовано проявление эффекта виртуального анода при формировании высокоинтенсивных пучков ионов металлов низкой энергии. Экспериментально было показано, что проблему декомпенсации пространственного заряда пучка ионов высокой интенсивности можно решить за счет увеличения давления в экспериментальной камере. Альтернативный вариант предусматривал использование дополнительного термоэлектронного источника, формирующего дополнительный поток электронов в зоне транспортировки фокусируемого ионного пучка. Этот подход прост и эффективен применительно к плазменно-иммерсионному методу экстракции ионов со свободной границы металлической плазмы вакуумной дуги при низких потенциалах смещения. Однако при увеличении потенциала смещения и, соответственно, энергии ионов появляются проблемы, связанные с необходимостью высоковольтной изоляции системы питания источника термоэлектронов.

При формировании высокоинтенсивных пучков ионов газов низкой и сверхнизкой энергии, как показано в работах [48], проблем с нейтрализацией пространственного заряда ионного пучка не возникает. Устойчивая транспортировка при хорошей фокусировке достигается в пространстве дрейфа пучка благодаря ионизации газа ускоренными ионами. Плазменно-иммерсионное формирование пучка ионов осуществлялось из газоразрядной плазмы, генерируемой источником плазмы ПИНК [52].

4. Особенности и закономерности формирования высокоинтенсивных пучков ионов металлов и газов высокой импульсной плотности мощности

Главная отличительная особенность формирования высокоинтенсивных пучков ионов металлов с высокой импульсной плотностью мощности из плазмы вакуумного дугового разряда, заключается в возможности решения проблемы возникновения виртуального анода при фокусировке пучка благодаря ионно-электронной эмиссии. При увеличении энергии ионов до нескольких кэВ происходит значительное увеличение коэффициента ионно-электронной эмиссии. Нарботка дополнительного количества электронов в течение всей длительности импульса ионного пучка создает предпосылки для решения проблем декомпенсации пространственного заряда ионов из-за ухода плазменных электронов в ускоряющий зазор через ячейки сеточного фокусирующего электрода.

Исследования влияния ионно-электронной эмиссии на формирование высокоинтенсивных импульсно-периодических пучков ионов титана высокой плотности мощности, представленные в работе [53, 54], подтвердили возможность генерации пучков ионов металлов с плотностью мощности в десятки и сотни киловатт на квадратный сантиметр при субмиллисекундной длительности импульса. Для определения характеристик электронного потока генерируемого в пространстве дрейфа ионного пучка проводился эксперимент по измерению полного тока на коллектор, установленный на выходе дугового испарителя и полностью перекрывающий апертуру анода. На Рис. 1 представлены зависимости тока, измеряемого коллектором, от амплитуды ускоряющего напряжения. С учетом среднего зарядового состояния ионов для плазмы титана, примерно равного $Z = 2$, энергия ионов в эксперименте варьировалась в диапазоне от 200 эВ до 80 кэВ. Зависимости получены при токах дугового разряда 130 и 170 А. Эти зависимости показывают, что ионные токи насыщения из плазмы, измеренные при малых потенциалах смещения равны 1.4 и 2.9 А. С увеличением ускоряющего напряжения и, соответственно, энергии ионов возрастает и измеряемый коллектором ток. При средней энергии ионов 80 кэВ измеряемые токи возрастают до 4 и 8.4 А, соответственно. Рост токов обусловлен изменением ионно-электронной эмиссии. На Рис. 2 представлены зависимости коэффициента ионно-электронной эмиссии от амплитуды ускоряющего напряжения, построенные на основе данных Рис. 1. Из рисунка видно, что изменение коэффициента ионно-электронной эмиссии не зависит от амплитуды при изменении ионного тока в два раза. Взаимодействие многозарядного иона с энергией 80 кэВ с поверхностью мишени приводит к генерации двух дополнительных электронов. Такой поток дополнительных электронов в пространстве дрейфа ионного пучка существенен для решения задачи улучшения условий эффективной компенсации пространственного заряда ионного пучка.

При формировании пучка ионов с использованием сеточного фокусирующего электрода, в результате баллистической фокусировки ионов, плотность тока возрастает более чем на два порядка. При транспортировке в пространстве дрейфа высокоинтенсивного пучка ионов разной энергии условия его зарядовой нейтрализации и, как следствие, фокусировки будут изменяться. Для определения влияния плотности ионного тока на коэффициент ионно-электронной эмиссии были проведены эксперименты с измерением энергии в ионном пучке.

Прямые измерения выполнялись с помощью термопары, встроенной в теплоизолированную мишень диаметром 15 мм и толщиной 3 мм. Косвенное измерение энергии ионного пучка производилось по усредненным осциллограммам ионного тока (с учетом коэффициента ионно-электронной эмиссии), ускоряющего напряжения, частоты импульсов и времени облучения мишени. В целом, сравнение полученных данных об энергии в ионном пучке позволило подтвердить, что увеличение плотности ионного тока при его фокусировке до величин, превышающих 1 А/см^2 не изменяет коэффициент ионно-электронной эмиссии.

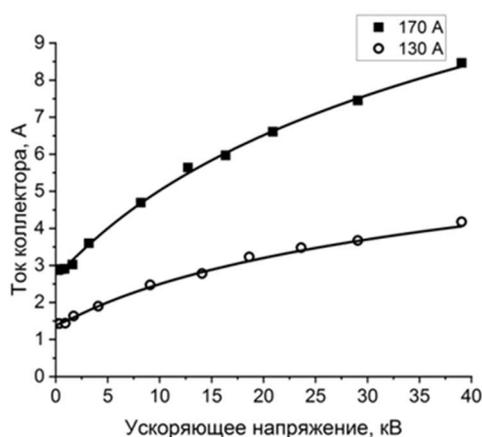


Рис. 1. Полный ток на сплошном коллекторе в зависимости от ускоряющего напряжения для пучка ионов титана, при токах вакуумно-дугового разряда 130 и 170 А.

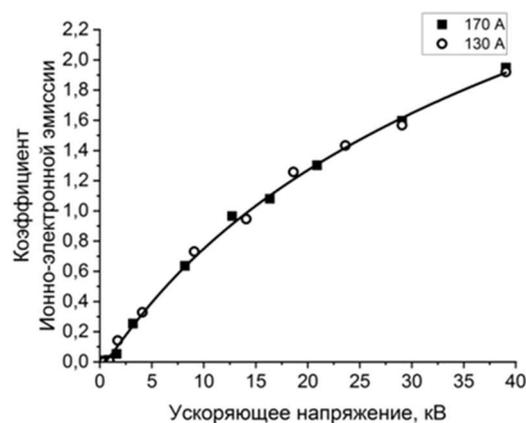


Рис. 2. Зависимость коэффициента ионно-электронной эмиссии от ускоряющего напряжения для пучка ионов титана при токах вакуумно-дугового разряда 130 и 170 А.

В результате комплексных исследований особенностей и закономерностей формирования, фокусировки и диагностики импульсных пучков ионов высокой импульсной плотности мощности при ускоряющих напряжениях до 40 кВ, средней энергии ионов с учетом их зарядового состояния до 80 кэВ установлено, что пучки ионов хрома и алюминия субмиллисекундной длительности также устойчивы, эффективно транспортируются и фокусируются в течение длительности импульса превышающей 450 мкс. В целом установлено, что в отличие от случая формирования пучков ионов металлов при низких ускоряющих напряжениях, когда возникновение виртуального анода приводит к срыву транспортировки ионного пучка, при увеличении энергии ионов достигается устойчивое формирование пучков ионов металлов из плазмы вакуумного дугового разряда. Показано, что изменение коэффициента ионно-электронной эмиссии от энергии ионов не зависит от плотности ионного тока в широком диапазоне от нескольких единиц до нескольких сотен мА/см^2 , но определяется сортом ионов. Максимальный коэффициент ионно-электронной эмиссии при ускоряющем напряжении 40 кВ был равен 2 для ионов титана, 1.3 для ионов хрома и 1.6 для ионов алюминия. На примере пучка ионов титана показано, что в результате неполной нейтрализации пространственного заряда ионного пучка его кроссовер смещается на 20 мм за пределы геометрического фокуса системы. Максимальная плотность мощности, для пучка ионов титана, усредненная по 16 импульсам приближалась к 110 кВт/см^2 , а в отдельных импульсах превышала 200 кВт/см^2 . Несколько меньшие плотности мощности получены для пучков ионов алюминия и хрома. Детальные исследования процессов нейтрализации пространственного заряда, особенностей и закономерностей транспортировки и фокусировки высокоинтенсивных пучков ионов высокой плотности мощности исследованы численным моделированием в работах [55, 56]

Ионные пучки с такими параметрами, несомненно, привлекательны для реализации метода глубокого ионного легирования материалов, основанного на синергии высокоинтенсивной имплантации с одновременным энергетическим воздействием ионного пучка на поверхность облучаемой мишени.

5. Особенности и закономерности высокоинтенсивной имплантации ионов газов и металлов низкой энергии

Для глубокого ионного легирования металлов и сплавов необходимо увеличить флюенс ионного облучения на несколько порядков по сравнению с традиционным методом ионно-лучевой обработки. В этом случае наиболее целесообразно переходить к высокоинтенсивной имплантации с увеличением плотности ионного тока на несколько порядков.

Исследование закономерностей накопления и пространственного распределения имплантируемой примеси в нержавеющей стали, стали 40X, сплаве Zr1%Nb, титане и алюминии в условиях высокоинтенсивной имплантации ионов газов и металлов низкой энергии проводилось в широком диапазоне температур мишеней [38–42]. Эти исследования выявили ряд закономерностей и особенностей.

Эффективное накопление имплантируемых атомов азота и формирование протяженного ионно-легированного слоя в сталях происходит при средних температурах в диапазоне 400–600 °С. На примере имплантации азота в сталь 40X показано существенное влияние температуры образца при облучении на формирование ионно-легированного слоя. Установлено, что с ростом температуры облучаемой мишени от 450 до 500 °С возрастает глубина диффузии азота. Дальнейшее увеличение температуры мишени приводит к некоторому снижению толщины ионно-легированного слоя, а при температуре 650 °С азота в образце из стали 40X не обнаруживается. Такое поведение имплантированного азота обусловлено, как процессами его диффузии и формирования различных нитридных фаз, так и тем, что эти фазы распадаются при высоких температурах, а газ – азот выходит из обрабатываемого материала. Подобная закономерность наблюдается и при имплантации азота в другие материалы, хотя температурный диапазон зависит от материала мишени.

Сверхвысокодозовая имплантация приводит к значительному распылению облучаемой поверхности. Рост температуры мишени сопровождается постепенным увеличением глубины формируемого кратера ионного распыления. При температурах, близких к температурам плавления, становится существенным испарение материала и наблюдается многократное увеличение глубины кратера. Толщина ионно-легированного слоя определяется конкуренцией процессов радиационно-усиленной диффузии и ионного распыления поверхности.

Принципиальная возможность увеличения толщины ионно-модифицированного слоя при подавлении ионного распыления демонстрируется данными Рис. 3 [40]. Облучение образца из стали 40X13 в течение одного часа при температуре 500 °С пучком ионов азота с энергией 1500 эВ приводит к формированию ионно-легированного слоя толщиной около 25 мкм. Уменьшение энергии ионов до 900 эВ, при той же температуре и сохранении флюенса сопровождается уменьшением максимальной глубины ионного распыления поверхностного слоя с 55 мкм до 25 мкм. При этом как видно из Рис. 3 толщина слоя увеличивается примерно до 40 мкм. Дальнейшее уменьшение энергии ионов до 400 эВ приводит к почти полному подавлению ионного распыления поверхности. Толщина распыленного слоя в этом случае не превышала 4 мкм. Как следует из данных Рис. 3, ширина ионно-легированного слоя возрастает почти до 65 мкм.

Данные металлографического исследования демонстрируют ионно-модифицированные слои на поперечных шлифах имплантированных образцов (Рис. 4). Микрофотографии со всей

очевидностью подтверждают увеличение толщины ионно-легированного слоя при уменьшении ионного распыления как результат уменьшения энергии ионов.

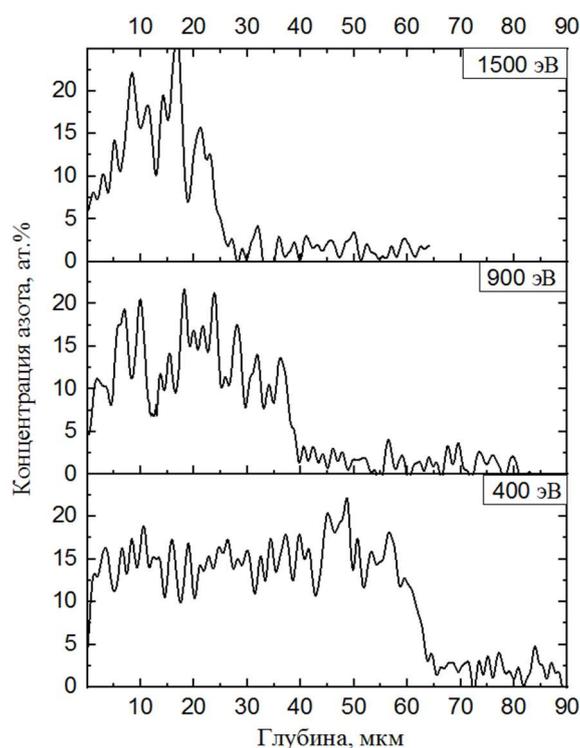


Рис. 3. Профили распределения азота в стали 40X13 после ионного облучения высокоинтенсивным пучком ионов с энергией 1500 эВ, 900 эВ и 400 эВ.

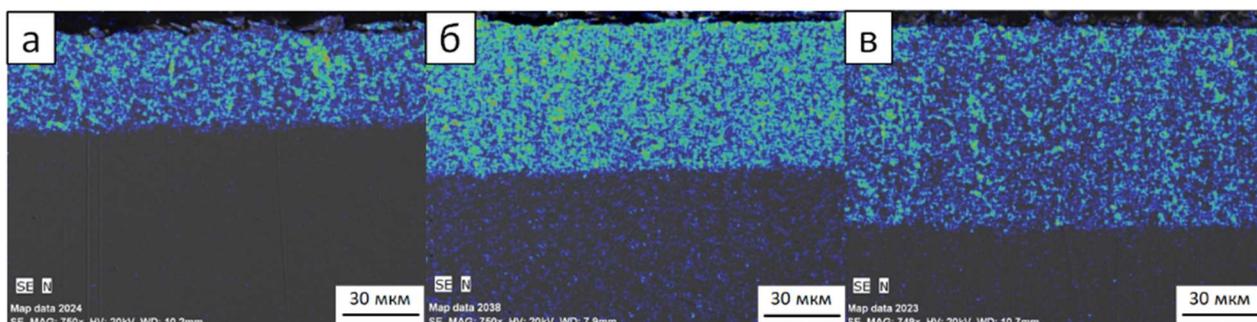


Рис. 4. Карта распределения азота по глубине образцов модифицированных в течение: а – 30 минут; б – 60 минут; в – 120 минут.

При устранении ионного распыления глубиной ионно-легированного слоя можно управлять не только выбором плотности ионного тока, но и за счет изменения температурного режима и времени высокоинтенсивной имплантации.

Формирование глубоко-легированных слоев при высокоинтенсивной имплантации ионов металлов в сравнении с имплантацией ионов азота требует более высоких температур. Это обусловлено, в большинстве случаев, большими размерами атомов металлов и их влиянием на коэффициент диффузии. Исследование имплантации ионов алюминия в титан при различных температурах мишени показало следующее. Значимая диффузия алюминия в титан начинается при температурах более 500 °С. Повышение температуры до 700 °С сопровождается увеличением глубины диффузии атомов до ≥ 40 мкм. Однако при дальнейшем увеличении температуры до 1100 °С наблюдается уменьшение ширины ионно-легированного слоя

примерно до 7 мкм. Исследование профилей ионно-распыленного слоя позволило получить ответ на причину уменьшения слоя. Оказалось, что при увеличении температуры мишени от 500 до 700 °С экспериментально измеренная глубина ионно-распыленного слоя при том же флюенсе ионного облучения возрастает примерно со 100 до 150 мкм. Увеличение температуры титановой мишени до 1100 °С сопровождается не пропорциональным распылением слоя толщиной более 400 мкм. Дальнейшее увеличение температуры мишени до 1300 °С привело к полному отсутствию алюминия в имплантированном титане.

Далеко не лучшей особенностью высокоинтенсивной имплантации ионов металлов в различные материалы связана с необходимостью значительного увеличения температуры мишени. Увеличение температуры облучаемой мишени иногда может сопровождаться изменением микроструктуры материала, связанной с ростом зерна. Так например при высокоинтенсивной имплантации ионов титана в циркониевый сплав увеличение плотности ионного тока от 120 до 170 мА/см² и дозы имплантации от $(5.4 \div 9.56) \cdot 10^{20}$ ион/см² сопровождалось ростом ширины ионно-легированного слоя от 6 до 13 мкм и изменением среднего размера зерна от 20 до 350 мкм [57].

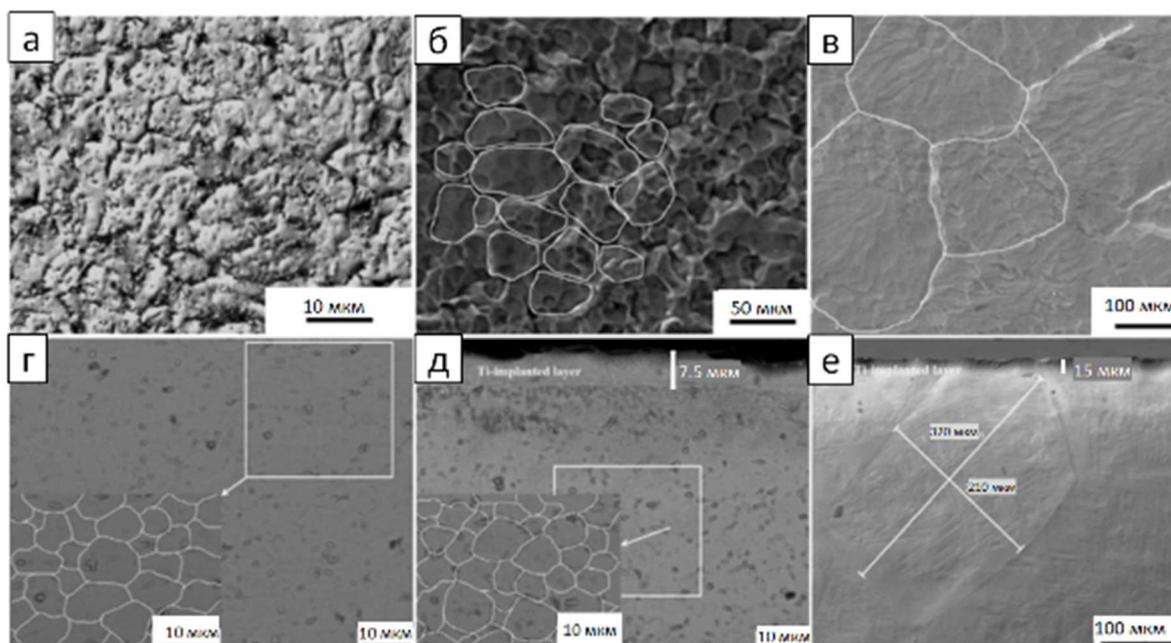


Рис. 5. Микроструктура поверхности и поперечного сечения исходного Zr1%Nb сплава (а, г), имплантированных титаном при флюенсах $6.75 \cdot 10^{20}$ ион/см² (б, д) и $9.56 \cdot 10^{20}$ ион/см² (в, е).

Имплантация ионов титана при плотности ионного тока 120 мА/см² и флюенсах $5.4 \cdot 10^{20}$ и $6.75 \cdot 10^{20}$ ион/см² не приводит к изменению среднего размера зерна в объеме образца из сплава Zr1%Nb (Рис. 5д вставка) по сравнению с исходным сплавом (Рис. 5г). В тоже время имплантация при плотности ионного тока 170 мА/см² и флюенсе $9.56 \cdot 10^{20}$ ион/см² привела к значительному росту зерна кристаллической структуры.

В работах [58, 59] показано, что улучшить существенно микроструктуру ионно-легированного слоя с сохранением распределения примеси на глубинах в несколько микрометров можно используя постимплантационное воздействие на имплантированную поверхность короткоимпульсного сильноточного электронного пучка [58] или мощного ионного пучка наносекундной длительности [59]. В этих работах показано, что быстрый нагрев приповерхностного слоя облучаемого материала с последующим сверхбыстрым охлаждением за счет отвода тепла внутрь материала благодаря теплопроводности

обеспечивает возможность значительного уменьшения размера зерна с сохранением распределения имплантированной примеси [59]. Однократное постимплантационное энергетическое воздействие, изменяя микроструктуру ионно-легированного слоя не может улучшить микроструктуру во всем объеме материала. В тоже время именно эти результаты стали основой для развития метода, основанного на синергии высокоинтенсивной имплантации с одновременным импульсно-периодическим энергетическим воздействием пучка высокой плотности мощности при субмиллисекундной длительности.

В целом, полученные экспериментальные данные по высокоинтенсивной имплантации ионов низкой энергии качественно согласуются с теоретическими представлениями и подтверждают возможность многократного увеличения толщины ионно-легированного слоя в условиях уменьшения или компенсации ионного распыления поверхности. Оценка эффективного коэффициента диффузии из соотношения Вагнера для скорости роста слоя $h = (2Dt)^{1/2}$ [60], применительно к данным, представленным на Рис. 3 и 4, дает значение для $h = 65$ мкм около $5 \cdot 10^{-9}$ см²/с, что существенно выше, чем известные литературные данные. Так, например, в [60] при исследовании радиационно-стимулированной диффузии, индуцированной сильноточным пучком ионов азота с плотностью тока 2 мА/см², даже при температуре 500 °С и флюенсе ионного облучения $3 \cdot 10^{19}$ ион/см², глубина диффузии азота в стали 40X13 составляла всего 9–10 мкм. Это означает, что коэффициент диффузии азота в этих экспериментах был во много раз ниже. С другой стороны, такие глубины легирования при меньших плотностях тока ионов азота ранее не достигались. Путем численного моделирования и сравнения с экспериментом авторы данной статьи обосновали возможность нового механизма диффузии примесей. Механизм основан на том, что ионные пучки малой энергии, но высокой плотности тока при взаимодействии с металлами не вызывают смещения атомов, но вызывают отклонение распределения энергий колебаний атомов от термодинамического равновесия, что приводит к усилению радиационно-стимулированной диффузии. Эффект отклонения от термодинамического равновесия определяется интенсивностью ионного пучка и временем термализации колебаний кристаллической решетки. Можно предположить, что в нашем случае, при увеличении плотности ионного тока на несколько порядков, аналогичный механизм приводит к значительному увеличению коэффициента диффузии имплантируемых примесей и, в частности, азота.

6. Особенности и закономерности метода синергии высокоинтенсивной имплантации ионов и импульсно-периодического энергетического воздействия самого пучка на поверхность

Впервые на примерах имплантации хрома в сплав Zr1%Nb и алюминия в титан исследованы некоторые закономерности метода синергии высокоинтенсивной имплантации ионов с одновременным импульсно-периодическим энергетическим воздействием самого пучка высокой плотности мощности с субмиллисекундной длительностью на имплантируемую поверхность. Установлено ряд закономерностей. Импульсно-периодическое энергетическое воздействие пучка имплантируемых ионов на поверхность мишени, определяемое суперпозицией средней и импульсной температур приповерхностного слоя, при субмиллисекундной длительности ионного пучка может улучшать микроструктуру материала в ионно-легируемой области. Эффект сверх быстрого охлаждения приповерхностного слоя сплава Zr1%Nb и титана способствует формированию в имплантированном слое сверхмелкозернистых кристаллических структуры с размерами зерен от 50 до 250 нм. На Рис. 6 представлены микрофотографии микроструктуры исходного сплава (Рис. 6а), ионно-легированного слоя (Рис. 6б) и слоя на глубине 17 мкм после ионного легирования (Рис. 6в). Микрофотографии однозначно показывают, что импульсно-периодическое энергетическое

воздействие ионного пучка высокой плотности мощности с эффектом сверхбыстрого охлаждения обеспечивает формирование сверхмелкозернистой кристаллической структуры в ионно-легированной области. В тоже самое время, как видно из фрагментов фотографий микроструктуры на Рис. 6а,в микроструктура образца за пределами ионно-легированной области не изменилась в процессе облучения и соответствует микроструктуре исходного материала.

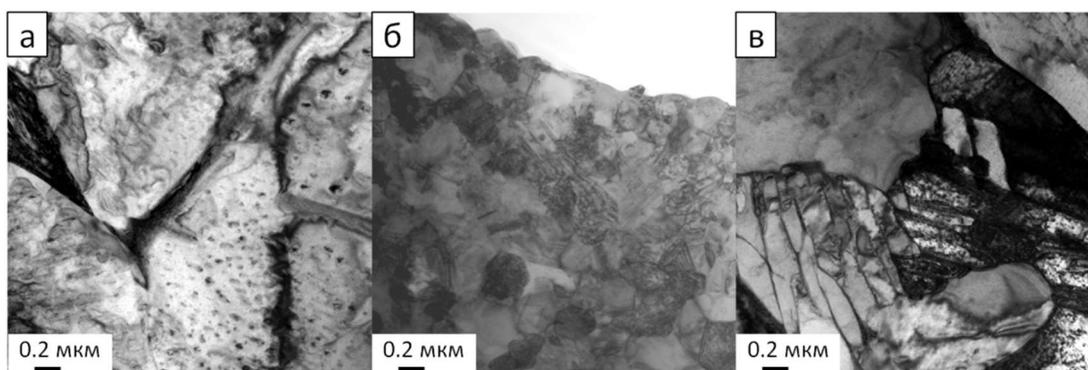


Рис. 6. Фрагменты микрофотографий микроструктуры исходного сплава Zr1%Nb (а), ионно-легированного слоя (б) и слоя на глубине 17 мкм после ионной имплантации.

Аналогичные результаты получены в результате высокоинтенсивной имплантации ионов алюминия в титан с одновременным импульсно-периодическим энергетическим воздействием пучка алюминия на поверхность титана. На Рис. 7 представлена микрофотография, демонстрирующая формирование ультрамелкозернистой кристаллической структуры в ионно-легированной области с толщиной, превышающей 3.5 мкм.

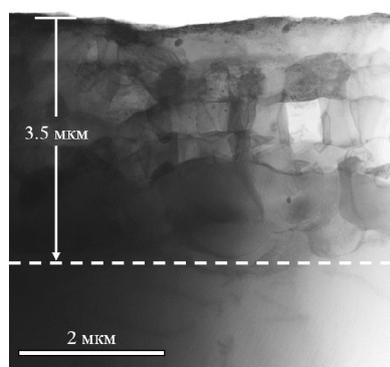


Рис. 7. Фотография микроструктуры титана, имплантированного алюминием в условиях импульсно-периодического энергетического воздействия ионного пучка на поверхность.

При импульсно-периодическом нагреве приповерхностного слоя до высоких температур микроструктура материала во всем объеме может оставаться неизменной, что определяется средней температурой нагрева мишени. Суперпозиция температурных полей способствует увеличению радиационно-усиленной диффузии хрома и алюминия и импульсно-периодическому легированию сплава Zr1%Nb и титана на глубины, превышающие проективный пробег ионов примерно на два порядка. Показано, что увеличение средней температуры мишени от 500 до 600 °С, при сохранении параметров импульсного воздействия, глубина ионного легирования сплава хромом возрастает от 1.5 мкм до более чем 7 мкм. Концентрация хрома у поверхности достигает 70 ат.%, в то время как на глубине снижается до 40 ат. %. В ионно-легированном слое формируется интерметаллидная фаза ZrCr₂.

Содержание данной фазы в ионно-легированном приповерхностном слое достигает 14.63 мас. %.

Обнаружена значительная неоднородность распределения хрома как по глубине, так и по поверхности мишени. Расшифровка микродифракционной картины показала наличие отдельных рефлексов, ответственных за наличие мелкокристаллических, мелкодисперсных выделений. Имеют место достаточно большие области, фактически отдельные зерна циркония, с высоким содержанием хрома. Зерна внутри очень неоднородны и сильно обогащены хромом. Внутри хром-модифицированных участков наблюдаются отдельные мелкокристаллические фазы выделения нанометрового размера. Наблюдаются области, в которых размер выделений не превышает 2–3 нм.

7. Заключение

Обзор представленных работ по высокоинтенсивной имплантации, в том числе с энергетическим воздействием на поверхность позволяет сделать ряд основополагающих выводов. Одноэлектродные сеточные структуры экстракции ионов со свободной плазменной границы с последующим ускорением в слое разделения заряда и баллистической фокусировкой могут применяться как в плазменно-иммерсионном варианте, так и с формированием пучка с использованием систем питания ионных источников. Применение системы типа «солнечное затмение» обеспечивает приемлемую для высокоинтенсивной имплантации очистку зоны облучения на мишени от микрокапельной фракции плазмы непрерывного дугового разряда. Потери плазмы на отсекающем микрокапли электроде не превышают 10%. При формировании пучков ионов низкой энергии целесообразно использовать генераторы импульсно-периодических потенциалов смещения с короткой длительностью импульсов и высокой частотой, в то время как для генерации пучков ионов с высокой импульсной плотностью мощности в десятки и сотни кВт /см² наиболее приемлемы высоковольтные источники с субмиллисекундными длительностями импульсов ускоряющего напряжения.

Высокоинтенсивная имплантация ионов низкой энергии отличается малым загрязнением поверхности и приповерхностного слоя и обеспечивает ионное-легирование сталей и титановых сплавов на глубинах в десятки и сотни микрометров. Глубокое ионное легирование азотом различных сталей может быть реализовано при температурах, не вызывающих изменения микроструктуры во всем объеме облучаемого образца. Уменьшение ионного распыления поверхности способствует увеличению глубины ионного легирования металлов и сплавов. Высокоинтенсивная имплантация пучками ионов с плотностью тока в сотни мА/см² обеспечивает многократное увеличение коэффициента диффузии атомов по сравнению с обычной имплантацией при плотностях тока до единиц мА/см².

Метод синергии высокоинтенсивной имплантации ионов металлов и газов и одновременного импульсно-периодического энергетического воздействия самого пучка субмиллисекундной длительности с высокой плотностью мощности на поверхность обеспечивает:

-быстрый разогрев приповерхностного слоя до высоких температур, вплоть до расплавления, обеспечивающих многократное увеличение радиационно-стимулированной диффузии, с сохранением микроструктуры материала за пределами ионно-легированного слоя;

-увеличение глубины ионного легирования различных материалов на один-два порядка по сравнению с обычной имплантацией;

-сверхбыстрое охлаждение приповерхностного слоя за счет отвода тепла внутрь материала благодаря теплопроводности и улучшение макроскопических свойств поверхности благодаря эффекту сверхзакалки;

-возможность формирования ультрамелкозернистых кристаллических структур в ионно-легированном слое различных материалов с толщинами в несколько микрометров.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке Российским научным фондом, проект № 22-19-00051.

8. Список литературы

- [1] D.A. Karpov, Cathodic arc sources and macroparticle filtering, *Surf. Coat. Technol.*, vol. **96**, 22, 1997.
- [2] I.I. Aksenov, A.A. Andreev, Vacuum-Arc Coating Technologies at NSC KIPT, *Problems of Atomic Science and Technology, Series: Plasma Physics*, vol. **3**, 242, 1999.
- [3] R.L. Voxman, D.M. Sanders, P.J. Martin, *Handbook of Vacuum Arc Science and Technology*, N.J.: Noyes Publications, Park Ridge, 1995.
- [4] Б.С. Данилин, *Применение низкотемпературной плазмы для нанесения тонких пленок*. М.: Энергоатомиздат, 1989.
- [5] J.A. Thornton, J.E. Greene, Sputter deposition processes, *In Handbook of deposition technologies for films and coatings*. New York: Noyes Publications, 1992.
- [6] V.A. Shulov, A.G. Paikin, D.A. Teryaev, O.A. Bytsenko, V.I. Engel'ko, K.I. Tkachenko, Structural-phase changes in surface layers of elements made of VT6 titanium alloy under irradiation by high-current pulsed electron beam, *Inorganic Mater., Appl. Res.*, vol. **4**, 189, 2013, doi: 10.1134/S2075113313030118
- [7] B.A. Koval, G.A. Mesyats, G.E. Ozur, D.I. Proskurovsky, E.B. Yankelevich, *In High-Current Electron Beams in Technology*, Novosibirsk: Nauka, 1983.
- [8] G.E. Ozur, D.I. Proskurovsky, Generation of low-energy high-current electron beams in plasma-anode electron guns, *Plasma Phys. Rep.*, vol. **44**, 18, 2018, doi:10.1134/S1063780X18010130
- [9] M. Vorobyov, A. Teresov, P. Moskvina, N. Koval, S. Doroshkevich, V. Shin, A method of controlling a rate of an energy input into a target surface using a submillisecond electron beam, *in Proc. 7th Int. Congr. Energy Fluxes Radiat. Effects (EFRE)*, Tomsk, Russia, Sep. 2020, doi:10.1109/EFRE47760.2020.9241895
- [10] J.M. Poate, G. Foti, D.C. Jacobson, *Surface Modification and Alloying by Laser, Ion, and Electron Beams*. Berlin: Springer, 2013.
- [11] D.J. Rej, H.A. Davis, J.C. Olson, G.E. Remnev, A.N. Zakoutaev, V.A. Ryzhkov, V.K. Struts, I.F. Isakov, V.A. Shulov, N.A. Nochevnaya, R.W. Stinnett, E.L. Neau, K. Yatsui, W. Jiang, Materials processing with intense pulsed ion beams, *J. Vac. Sci. Technol. A*, vol. **15**, 1089, 1997, doi: 10.1116/1.580435
- [12] V.A. Shulov, N.A. Nochevnaya, G.E. Remnev, F. Pellerin, P. Monge-Cadet, High-power ion beam treatment application for properties modification of refractory alloys, *Surf. Coat. Technol.*, vol. **99**, 74, 1998, doi: 10.1016/S0257-8972(97)00408-8
- [13] N. Bandura, O.V. Byrka, V.V. Chebotarev, I.E. Garkusha, V.A. Makhraj, V. Medvedev, V.S. Taran, V.I. Tereshin, T.S. Skoblo, S.G. Pugach, Alloying and modification of structural materials under pulsed plasma treatment, *Intern. J. Plasma Environ. Sci. Technol.*, vol. **5**, 2, 2011, doi: 10.34343/ijpest.2011.05.01.002

- [14] I.E. Garkusha, O.V. Byrka, V.V. Chebotarev, N.T. Derepovski, G. Müller, G. Schumacher, N.S. Poltavtsev, V.I. Tereshin, Properties of modified surface layers of industrial steel samples processed by pulsed plasma streams, *Vacuum*, vol. **58**, 195201, 2000, doi: 10.1016/S0042-207X(00)00168-8
- [15] V.V. Uglov, N.N. Cherenda, V.M. Anishchik, A.K. Stalmashonak, V.M. Astashinski, A.A. Mishchuk, Formation of alloying layers in a carbon steel by compression plasma flows, *Vacuum*, vol. **81**, 1341, 2007, doi: 10.1016/j.vacuum.2007.01.041
- [16] D. Wang, D. Wang, Y. Yang, T. Guo, X. Xiong, Y. Xie, K. Li, B. Li, M. Ghali, Effect of pulse bias voltages on performance of CdTe thin film solar cells prepared by pulsed laser deposition, *Sol. Energy*, vol. **213**, 118, 2021, doi:10.1016/j.solener.2020.11.041
- [17] J. Huang, Study on tribological properties of 35CrMo steel after laser textured, *Optik*, vol. **226**, 165437, 2021, doi: 10.1016/j.ijleo.2020.165437
- [18] С.А. Яковлев, А.В. Анкудинов, Ю.В. Воробьев, М.М. Воронов, С.А. Козюхин, Б.Т. Мелех, А.Б. Певцов, Лазерно-индуцированная модификация поверхности тонких пленок Ge2Sb2Te5: фазовые изменения и формирование периодических структур, *Физика и техника полупроводников*, том **52**, 664, 2018, doi: 10.21883/FTP.2018.06.45933.8757
- [19] F.F. Komarov, V.N. Yuvchenko, Use of the temperature peak model for the description of track formation in semiconductor crystals irradiated by fast heavy ions, *Technical Physics*, vol. **48**, 717, 2003, doi: 10.1134/1.1583824
- [20] J.S. Williams, J.M. Poate, *Ion Implantation and Beam Processing*, Orlando: Academic, 1984.
- [21] F. Wang, A. Khan, M. Ayaz, I. Ahmad, R. Nawaz, N. Gul, Formation of intermetallic phases in ion implantation, *J. Math.*, vol. **2020**, 8875976, 2020, doi: 10.1155/2020/8875976
- [22] A. Anders, *Handbook of Plasma Immersion Implantation and Deposition*. New York: John Wiley & Sons, 2000.
- [23] V.V. Ovchinnikov, N.V. Uchevatkinai, I.A. Kurbatova, E.V. Lukyanenko, S.V. Yakutina, VT6 Titanium alloy wearability increase via implantation of copper and aluminum ions, *Periodico Tche Quimica*, vol. **16**, 945, 2019, doi: 10.52571/PTQ.v16.n32.2019.963_Periodico32_pgs_945_966.pdf
- [24] J. Jin, T. Shao, Effects of single- and dual-element ion implantation on tribomechanical properties of Cronidur 30 bearing steel, *Surf. Coat. Technol.*, vol. **344**, 303, 2018, doi: 10.1016/j.surfcoat.2018.03.033
- [25] A. Nikmah, D. I. Rudyardjo, J. Ady, A. Taufiq, Studies on density, corrosion rate and hardness characteristics of stainless steel implanted by nitrogen ion, *IOP Conf. Ser., Mater. Sci. Eng.*, vol. **515**, 012018, 2019, doi: 10.1088/1757-899X/515/1/012018
- [26] C. Yan, Q. Zeng, W. He, J. Zhu, Enhanced surface hardness and tribocorrosion performance of 60NiTi by boron ion implantation and post-annealing, *Tribol. Int.*, vol. **155**, 106816, 2021, doi: 10.1016/j.triboint.2020.106816
- [27] X. Xie, C. Chen, J. Luo, J. Xu, The microstructure and tribological properties of M50 steel surface after titanium ion implantation, *Appl. Surf. Sci.*, vol. **564**, 150349, 2021, doi: 10.1016/j.apsusc.2021.150349
- [28] P. Rajput, M. Kumar, U.B. Singh, S. Potdar, A. Gome, V.R. Reddy, D. Bhattacharyya, S.N. Jha, S.A. Khan, F. Singh, Interface modification of Fe/Cr/Al magnetic multilayer by swift heavy ion irradiation, *Surf. Interfaces*, vol. **26**, 101431, 2021, doi: 10.1016/j.surfin.2021.101431
- [29] L.C. Zhang, L.Y. Chen, L. Wang, Surface Modification of Titanium and Titanium Alloys: Technologies, Developments, and Future Interests, *Adv. Eng. Mater.*, vol. **5**, 1901258, 2020, doi: 10.1002/adem.201901258.

- [30] O.I. Shipilova, S.P. Gorbunov, V.L. Paperny, A.A. Chernykh, V.P. Dresvyansky, E.F. Martynovich, A.L. Rakevich, Fabrication of metal-dielectric nanocomposites using a tabletop ion implanter, *Surf. Coat. Technol.*, vol. **393**, 125742, 2020, doi: 10.1016/j.surfcoat.2020.125742
- [31] E.V. Kozlov, A.I. Ryabchikov, Yu.P. Sharkeev, I.B. Stepanov, S.V. Fortuna, D.O. Sivin, I.A. Kurzina, T.S. Prokopova, I.A. Mel'nik, Formation of intermetallic layers at high intensity ion implantation, *Surf. Coat. Technol.* vol. **158-159**, 343, 2002, doi: 10.1016/S0257-8972(02)00275-X
- [32] I.G. Brown, *The Physics and Technology of Ion Sources*, New York: Wiley & Sons, 1989.
- [33] N.V. Gavrilov, G.A. Mesyats, G.V. Radkovskii, V.V. Bersenev, Development of technological sources of gas ions on the basis of hollow-cathode glow discharges, *Surf. Coat. Technol.*, vol. **96**, 81, 1997, doi: 10.1016/S0257-8972(97)00096-0
- [34] E.M. Oks, Development of vacuum arc ion sources for heavy ion accelerator injectors and ion implantation technology, *Rev. Sci. Instrum.*, **67**, 1213-1215, 1996, doi:10.1063/1.1148533.
- [35] A.I. Ryabchikov, I.B. Stepanov, S.V. Dektjarev, O.V. Sergeev, Vacuum arc ion and plasma source Raduga-5 for materials treatment, *Rev. Sci. Instrum.*, vol. **69**, 893, 1998, doi: 10.1063/1.1148585
- [36] R. Wei, Low energy, high current density ion implantation of materials at elevated temperatures for tribological applications, *Surf. Coat. Technol.*, vol. **83**, 218, 1996.
- [37] A.I. Ryabchikov, D.O. Sivin, P.S. Ananin, A.I. Ivanova, I.V. Lopatin, O.S. Korneva, A.E. Shevelev, High intensity, low ion energy implantation of nitrogen in AISI 5140 alloy steel, *Surf. Coat. Technol.*, vol. **355**, 129, 2018, doi: 10.1016/j.surfcoat.2018.02.110
- [38] A.I. Ryabchikov, Kim An, T.M. Koval, D.O. Sivin, P.S. Ananin, O.S. Korneva, Nitriding of steel 40x with a high-intensity ion beam, *J. Phys. Conf. Ser.*, vol. **1115**, 032019, 2018, doi: 10.1088/1742-6596/1115/3/032019
- [39] A.I. Ryabchikov, Progress in low energy high intensity ion implantation method development *Surf. Coat. Technol.*, **388**, 125561, 2020, doi: 10.1016/j.surfcoat.2020.125561
- [40] A.I. Ryabchikov, D.O. Sivin, O.S. Korneva, I.A. Bozhko, A.I. Ivanova, Modification of the microstructure and properties of martensitic steel during ultra-high dose high-intensity implantation of nitrogen ions, *Surf. Coat. Technol.*, vol. **388**, 2020, doi: 10.1016/j.surfcoat.2020.125557
- [41] A.I. Ryabchikov, O.S. Korneva, A.I. Ivanova, S.V. Dectyarev, D.O. Vakhrushev, Influence of Surface Sputtering during High-Intensity, Hot Ion Implantation on Deep Alloying of Martensitic Stainless Steel, *Metals*, vol. **13**, 1604, 2023, doi: 10.3390/met13091604
- [42] A.I. Ryabchikov, High-Intensity Implantation with an Ion Beam's Energy Impact on Materials, *IEEE Transactions on Plasma Science*, vol. **49**, 2529, 2021, doi: 10.1109/TPS.2021.3073942
- [43] A.I. Ryabchikov, R.A. Nasyrov, Repetitively pulsed, high-concentration implantation, *Nucl. Instrum. Methods Phys. Research B*, vol. **61**, 48, 1991, doi: 10.1016/0168-583X(91)95559-V
- [44] W. Moller, S. Parascandola, T. Telbizova, R. Günzel, E. Richter, Surface processes and diffusion mechanisms of ion nitriding of stainless steel and aluminium, *Surf. Coat. Technol.*, vol. **136**, 73, 2001, doi: 10.1016/S0257-8972(00)01015-X
- [45] R. Behrish, *Sputtering by Particle Bombardment I*, NY, Tokio: Springer, Verlag, Berlin Heidelberg, 1983.
- [46] A.I. Ryabchikov, P.S. Ananin, S.V. Dektyarev, et al., High intensity metal ion beam generation, *Vacuum*, vol. **143**, 447, 2017, doi: 10.1016/j.vacuum.2017.03.011.
- [47] A.I. Ryabchikov, D. O. Sivin, A. E. Shevelev, G. S. Modebadze, Formation of high-intensity axially symmetric and ribbon beams of low-energy metal ions, *Rev. Sci. Instrum.*, vol. **91**, 013301, 2020, doi: 10.1063/1.5128422

- [48] A.I. Ryabchikov, A.E. Shevelev, D.O. Sivin, S.V. Dektyarev, and O.S. Korneva, Formation, focusing and transport of highintensity, low-energy metal ion beams, *Russ.Phys. J.*, vol. **63**, 1700, 2021, doi: 10.1007/s11182-021-02224-6
- [49] T.V. Koval, Ch.M.K. An, V.P. Tarakanov, Modeling transport in a system with ballistic focusing of a high intensity beam of metal ions, *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics.*, vol. **83**, 1387, 2019, doi: 10.3103/S1062873819110145
- [50] T.V. Koval, V.P. Tarakanov, Transport of a Low-Energy Ion Beam with Ballistic Focusing, *Plasma Physics Reports*, vol. **47**, 840, 2021, doi: 10.1134/S1063780X21080079
- [51] I.V. Lopatin, Yu.H. Akhmadeev, and N.N. Koval, Effect of thermionic cathode heating current self-magnetic field on gaseous plasma generator characteristics, *Rev. Sci. Instrum.*, vol. **86**, 103301, 2015; doi: 10.1063/1.4932543
- [52] A.I. Ryabchikov, D.O. Vakhrushev, S.V. Dektyarev, Features of the formation and diagnostics of powerful metal ion beams with submillisecond duration, *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A*, vol. **1057**, 168711, 2023, doi: 10.1016/j.nima.2023.168711
- [53] A.I. Ryabchikov, S.V. Dektyarev, O. S. Korneva, D.O. Vakhrushev, Formation of High-Power Pulsed Titanium Ion Beams of Submillisecond Duration from Vacuum Arc Plasma, *Russ.Phys. J.*, vol. **65**, 1940, 2023, doi: 10.1007/s11182-023-02854-y
- [54] A.I., Ryabchikov, V.P. Tarakanov, O.S. Korneva, D.O. Sivin, A.V. Gurulev, Simulation and experimental studies on the formation of high-power titanium ion beams for the synergy of ion implantation and energy impact on the surface, *Nucl. Instr. Methods Phys. Res. B*, vol. **533**, 29, 2022, doi: 10.1016/j.nimb.2022.10.015
- [55] A.I. Ryabchikov, V.P. Tarakanov, O.S. Korneva, D.O. Sivin, Formation of Submillisecond Titanium Ion Beams with a High Pulsed Power Density, *J. Exp. Theor. Phys.*, vol. **135**, 952, 2022, doi: 10.1134/S1063776122120184
- [56] A.I. Ryabchikov, E.B. Kashkarov, A.E. Shevelev, A. Obrosov, D.O. Sivin, Surface modification of Al by high-intensity low-energy Ti-ion implantation: Microstructure, mechanical and tribological properties, *Surf. Coat. Technol.*, vol. **372**, 1, 2019, doi: 10.1016/j.surfcoat.2019.05.020
- [57] A.I. Ryabchikov, O.S. Korneva, D.O. Sivin, I.V. Lopatin, I.A. Bozhko, Modification of stainless steel based on synergistic of low-energy high-intensity ion implantation and high-current electron beam impact on the surface layer, *Journal of Physics: Conference Series*, vol. **2064**, 012064, 2021; doi: 10.1088/1742-6596/2064/1/012064
- [58] A.I. Ryabchikov, O.S. Korneva, A.I. Ivanova, A.S. Chernyshev. V.A. Tarbokov, Study of the influence of a powerful pulsed ion beam on titanium deeply-doped with aluminum, *Vacuum*, vol. **217**, 112527, 2023, doi: 10.1016/j.vacuum.2023.112527
- [59] P. Kofstad, *High-Temperature Oxidation of Metals*, NY: Wiley; 1996.
- [60] A.V. Byeli, Y.P. Vybyli, V.A. Kukareko, Radiation-stimulated diffusion induced by high-current density nitrogen ion beam processing of steels, *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.*, vol. **74**, 213, 2010, doi: 10.3103/S1062873810020243