

ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ НОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МОРОЗОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА ХЛАДОСТОЙКИХ СТАЛЯХ И СПЛАВАХ

Багаев С.Н.¹, Грачёв Г.Н.¹, Пинаев П.А.¹, Смирнов А.Л.¹, Стаценко П.А.¹,
Хомяков М.Н.¹, Борисов В.О.², Демин В.Н.², Смирнова Т.П.².

¹Институт лазерной физики СО РАН (ИЛФ СО РАН), Новосибирск, Россия

²Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН (ИНХ СО РАН),
Новосибирск, Россия
grachev@laser.nsc.ru

Введение

Работа направлена на решение проблемы увеличения ресурса технических средств и сооружений, эксплуатируемых в экстремальных условиях Арктики путём упрочнения поверхностных слоёв металлов и сплавов, так как именно они определяют усталостную прочность и износостойкость деталей отвечающих за ресурс техники и металлоконструкций. В настоящее время в машиностроении и производстве инструмента отчетливо наблюдается ускоренное развитие методов и широкое внедрение технологий поверхностной обработки, связанных с термическим воздействием на поверхностный слой или получением защитных и ударопрочных покрытий. В этом направлении в Институте лазерной физики СО РАН (совместно с ИНХ СО РАН) в последние годы разработаны основы новых высокопроизводительных лазерно-плазменных (ЛП) методов упрочнения поверхности металлов и синтеза защитных (износо- и коррозионно-устойчивых) или функциональных (сверхтвердых, ударопрочных, эмитирующих) покрытий на металлах [1, 2, 3].

Лазерно-плазменные методы основаны на применении плазмы оптического пульсирующего разряда (ОПР), который зажигается повторяющимися с высокой частотой следования (десятки кГц) лазерными импульсами в фокусе луча СО₂ лазера в скоростных потоках газов с примесями реагирующих компонентов или на обрабатываемой поверхности.

Экспериментальными и теоретическими методами определено (детальнее, со ссылками в [1]), что плазма ОПР для плазмохимических применений обладает уникальным сочетанием свойств, недоступным для существующих способов (СВЧ, тлеющий, дуговой и непрерывный оптический разряды, пиролиз, горение):

- рекордной (для плазмохимических методов) удельной мощностью энерговыделения в объеме газовой фазы до 5 ГВт/см³;
- возможностью получения локально равновесной (время обмена ~ 10 нс) плазмы при давлении 1 и более атм.;
- высокой температурой (до 20-30 к°К) и концентрацией ($10^{18} - 10^{19}$ см⁻³) частиц;
- высоким уровнем УФ радиационного обмена, благоприятного для диссоциации, ионизации, возбуждения частиц, а также активации осаждаемых нанокластеров и поверхности подложки, что приводит к интенсификации синтеза покрытия;
- быстрым (за микросекунды) охлаждением плазмы ОПР, что обеспечивает контролируемое гомогенное зародышеобразование без загрязнений, уменьшение размера образующихся частиц, подавление их роста за счет коалесценции, получение не только наночастиц, но и нанокластеров.

Наряду с физико-химическими преимуществами ЛП методов отметим общие преимущества для разработки промышленных нанотехнологий, которые состоят в следующем:

- процесс может проводиться при давлениях $P > 1$ атм. что позволяет во многих случаях исключить из технологий дорогостоящие вакуумные системы, отказаться от рабочей камеры и проводить нанесение покрытий на крупногабаритные изделия сложной конфигурации автоматизированными манипуляторами по заданной программе;
- эффективный обмен энергией между лазерной плазмой и металлом обеспечивает 7-10 кратное увеличение производительности ЛП технологий по сравнению с традиционной лазерной закалкой и 3-4 кратное для технологий наплавки, легирования;
- высокие рабочие давления обеспечивают осаждение нанокompозитных покрытий со скоростями синтеза на 2-3 порядка большими, чем в известных PCVD методах;
- метод позволяет использовать широкий спектр исходных компонентов (газы, аэрозоли, пары) и выбирать из них наиболее подходящие для промышленной реализации технологии;
- широкие диапазоны управления характеристиками импульсно-периодического излучения, скоростью потока (50–500 м/с), сортом и составом буферного или рабочего газа (Ar, He, Ne, H₂, N₂, O₂, воздух, CO, CO₂ и др.) обеспечивают возможности широкого поиска и оптимизации по эффективности варианта технологии;
- наконец, возможность проведения направленного синтеза наноматериалов с использованием исходных компонентов в виде стехиометрической смеси аэрозолей (в т.ч. тугоплавких), что значительно упрощает (и удешевляет) задачу подбора исходных реагентов.

Важно, что ЛП технологии обеспечивают малое время воздействия на поверхность металла не приводящее к изменению фазовой структуры основного объёма и увеличению хладноломкости деталей.

Наиболее перспективно внедрение лазерно-плазменных технологий обработки хладостойких сортовых конструкционных сталей для машин строительной, дорожной и горнодобывающей техники, работающей в экстремальных условиях Арктики, а также в производстве металлоконструкций для нефте/газодобывающих платформ и транспортных сооружений подверженных абразивному износу и коррозии.

Описание лазерно-плазменной технологической установки.

Основой лазерно-плазменной установки, определяющей её технологические возможности, является импульсно-периодическая CO₂-лазерная система генератор-усилитель (СГУ) средней мощностью до 2 кВт и импульсной сотни кВт (рис. 1, слева на заднем плане) с возможностью управления частотой следования (до 120 кГц) и длительностью лазерных импульсов [4]. Оригинальная оптическая схема СГУ позволяет формировать луч с плоским фронтом, плавным распределением интенсивности и качеством близким к дифракционному пределу, а также устранить эффекты самовозбуждения системы «лазер - металл вблизи фокуса», которые приводят к искажению формы импульса (снижению импульсной мощности), а также распределения интенсивности и в результате к нестабильности лазерно-плазменной обработки.

На рисунке 1 показан общий вид установки, процесс ЛП синтеза нанокompозитных покрытий из карбонитрида кремния на нержавеющей стали (на врезке справа) и схема обработки листовых или слабоизогнутых материалов.

Лазерный луч, поворотными зеркалами расположенными на перемещающихся портале и каретке программно-управляемого 2-х координатного стола (рис. 1, справа), направляется на линзу лазерно-плазменной обрабатывающей головки и фокусируется на поверхности металла (рис. 5) для упрочнения, или на оси газового потока с примесями реагирующих компонентов (рис. 14а) для синтеза покрытий. Такое техническое решение позволяет проводить лазерно-плазменную обработку непосредственно в атмосфере и только необходимых/заданных областей.

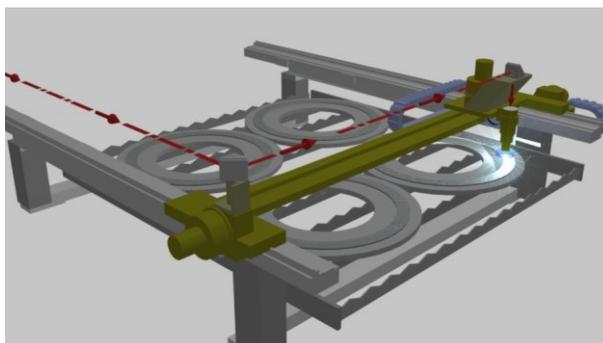


схема обработки материалов

Рис. 1. Лазерно-плазменная технологическая установка.

Установка включает «Систему измерения характеристик излучения СГУ и контроля процесса лазерно-плазменной обработки», которая дает возможность регистрировать:

- частоту следования и форму лазерных импульсов (рис. 2а);
- распределение интенсивности излучения СГУ в ближней и дальней зонах (рис. 2б);
- излучение и стабильность поддержания лазерной плазмы (рис. 3);
- форму рассеянного мишенью лазерного импульса, прошедшего через плазму (рис. 3).

Набор осциллограмм (рис. 3) получаемый при проведении ЛП обработки позволяет определить, когда и при какой мощности излучения наступает превышение интенсивности над порогом зажигания и возникает лазерная плазма, а также динамику и эффективность поглощения лазерного излучения образующейся плазмой.

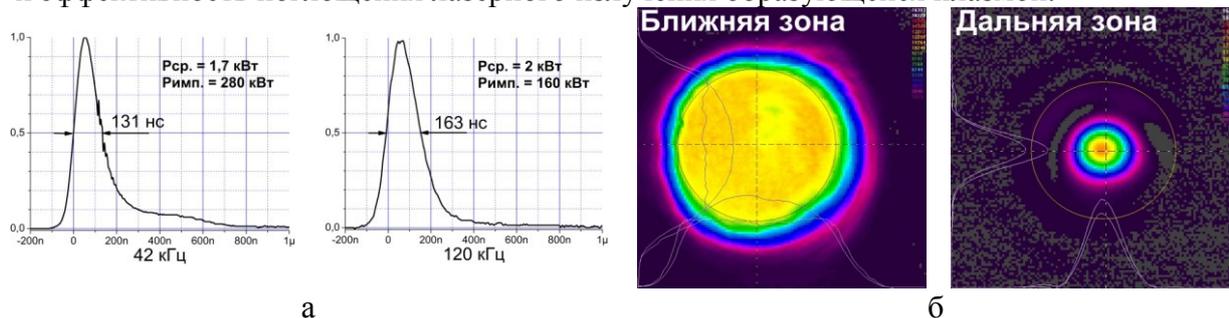


Рис. 2. Характеристики излучения СГУ а) форма лазерных импульсов и б) распределение интенсивности луча СГУ.

Двухканальная система подготовки и дозирования реагирующих компонентов (рис. 4) дополнительно к плазмообразующему газу (аргон, азот, кислород...) обеспечивает подачу двух исходных веществ (например, паров гексаметилдисилазана и ацетонитрила при ЛП синтезе покрытий из карбонитрида кремния) с возможностью регулировки и контроля потока газа-носителя с записью режимов расхода на персональный компьютер.

Таким образом, лазерно-плазменная технологическая установка обеспечивает широкие диапазоны условий ЛП обработки по интенсивности луча (до 2-3 ГВт/см²), скорости потока (до 500 м/с) и давлению газа в плазмохимической камере (до 5 атм.) с возможностью работы в трех вариантах - для модификации поверхности металлов с приповерхностной плазмой (1), для лазерно-плазменной наплавки (2) и для синтеза наноструктурированных материалов и покрытий в скоростных потоках газа (3). Измерительно-регистрирующий комплекс обеспечивает контроль и регистрацию параметров установки и лазерно-плазменных технологий.

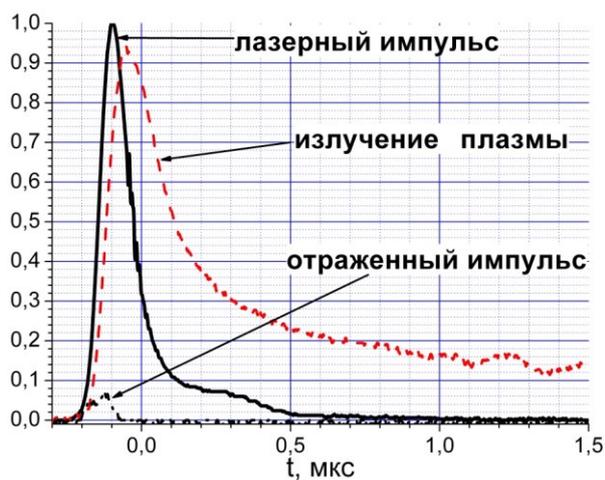


Рис. 3. Осциллограммы лазерного импульса, свечения плазмы и отраженного от металла лазерного импульса.



Рис. 4. Двухканальная система подачи реагентов плазмохимического синтеза.

Лазерно-плазменный метод модификации поверхности металлов

В методе лазерно-плазменной модификации (ЛПМ) поверхности металлов (детально в [2]) повторяющиеся с высокой частотой следования лазерные импульсы сфокусированные на перемещающейся поверхности металла зажигают плазму ОПР (рис. 5) в потоке рабочего/легирующего газа (например: азота при нитридации). В зависимости от частоты следования лазерных импульсов, размера пятна облучения и относительной скорости перемещения луча и детали цикл обработки может включать десятки/сотни воздействий лазерной плазмы на поверхность. Как правило, длительность цикла обработки в условиях интенсивного воздействия луча и лазерной плазмы (десятки $\text{МВт}/\text{см}^2$) ограничена расплавлением/разрушением поверхностного слоя превышающем допуски на шероховатость обработанной поверхности. Вместе с тем, для достижения большей равномерности и улучшения технологических характеристик изделия (например: твёрдости и глубины зоны лазерно-плазменной модификации) циклы обработки могут повторяться путем сканирования луча перпендикулярно направлению обработки с частотой 50-300 Гц и амплитудой 3-10 мм.

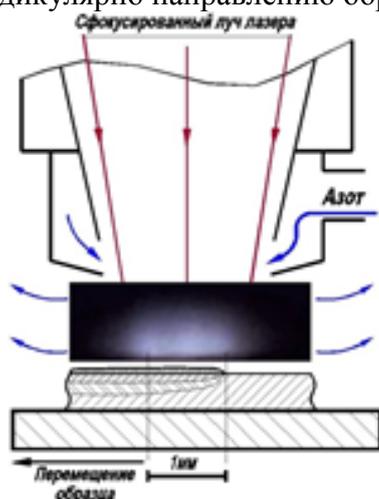


Рис. 5. Схема лазерно-плазменной обработки металла с фотографией приповерхностной плазмы.



Рис. 6. Лазерно-плазменная обработка металла со сканированием на координатном столе.

Для реализации этой возможности был разработан и изготовлен сканатор. Применение в конструкции сканатора двухзеркальной схемы, симметризованной по

кинематике перемещения зеркальных узлов, обеспечило приемлемые габариты устройства и уровень возникающих при его работе вибраций, и тем самым, позволило установить его на подвижной каретке стандартного координатного стола для лазерной обработки. Лазерно-плазменная обработка металла со сканированием на координатном столе приведена на рис. 6.

Отметим, что периодическое (20-100 кГц) действие лазерной плазмы на поверхность металла в легирующей атмосфере одновременно формирует:

- высокотвердое наноструктурированное покрытие из соединений металла с легирующими элементами (нитриды, карбиды,...);
- волну диффузии, образование легированного слоя или твердого раствора (например - твёрдый раствор азота в титане);
- тепловую волну и структурно-фазовые (например - мартенситные) превращения;
- гиперинтенсивный (амплитуда до 10-15 МПа) ультразвук способствующий уплотнению микроструктуры в горячей зоне.

В ходе выполнения работы проведена ЛП обработка образцов из сталей 40Х, 60С2, 65Г и 30ХГСА (минимальная рабочая температура -50°C [5]), а также стали 10Г2С1 (применяется для изготовления различных деталей и элементов сварных конструкций, работающих при температуре до -70°C [6]) с применением сканирования фокуса лазерного излучения. Режимы лазерно-плазменного воздействия были выбраны на основании данных предшествовавших исследований [7, 8]. Для исследования микроструктуры и твёрдости по глубине зоны лазерно-плазменного воздействия готовили микрошлифы образцов стали под углом 12° к плоскости обработанной поверхности. Твёрдость измеряли на сканирующем нанотвердомере НаноСкан-3D.

Микротвёрдость поверхностного слоя этих сталей после лазерно-плазменной обработки приведена на рисунке 7. Для исследованных образцов микротвёрдость упрочненного слоя достигает величин 10-14 ГПа (в 2-4 раза тверже основы), толщина слоя - 0,3-1 мм. Исследованы зависимости твёрдости и глубины упрочненного слоя от параметров лазерно-плазменной обработки: давления и сорта рабочего газа (азот, воздух), частоты сканирования, степени фокусировки излучения на образце, скорости перемещения образцов относительно лазерного луча, способа охлаждения образцов в процессе обработки - образцы охлаждали снизу, со стороны противоположной обрабатываемой, водой или воздухом. Твёрдость и глубина зоны лазерно-плазменного воздействия при различных значениях удельной (на 1 кВт мощности лазера) производительности ЛП обработки показаны на рисунке 8.

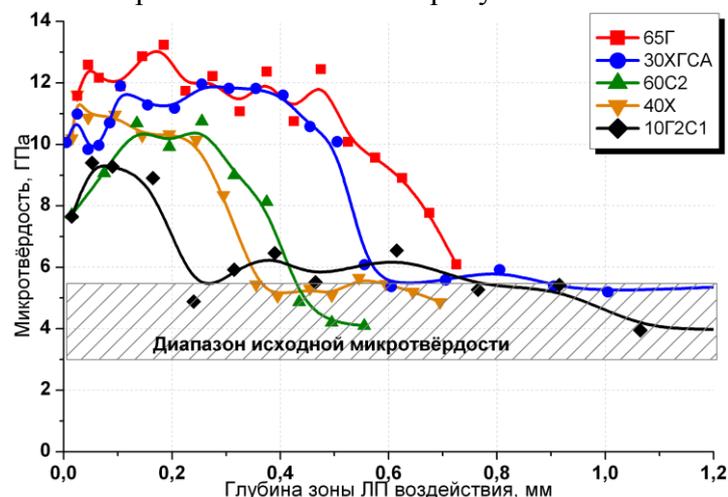


Рис. 7. Микротвёрдость поверхностного слоя сталей после лазерно-плазменной обработки (НаноСкан-3D).

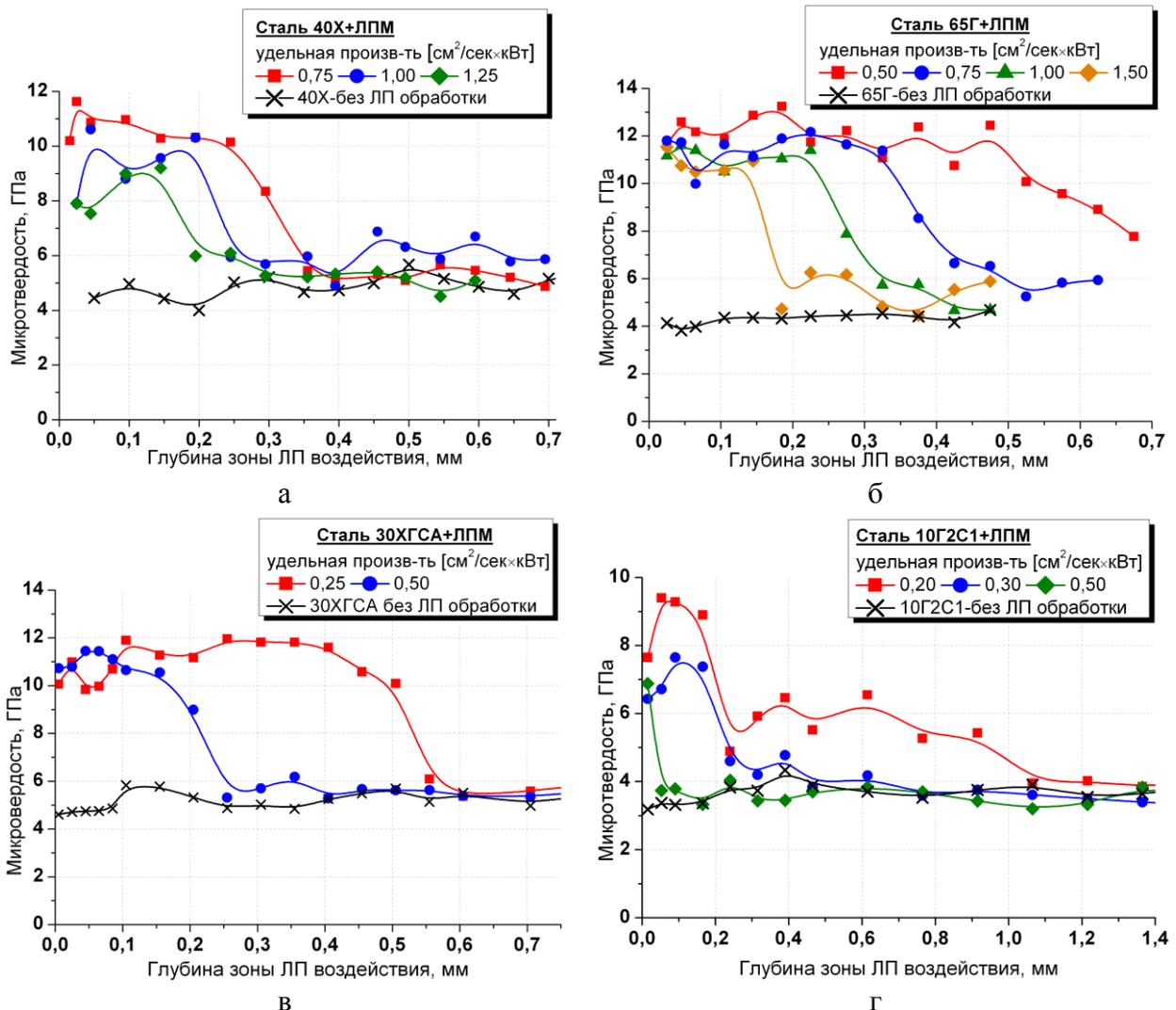


Рис. 8. Твёрдость и глубина зоны лазерно-плазменного воздействия в зависимости от удельной (на 1 кВт мощности лазера) производительности ЛП обработки (НаноСкан-3D) а) сталь 40X б) сталь 65Г в) сталь 30ХГСА г) сталь 10Г2С1

На рисунке 9 приведены фотографии микроструктур, полученных в зоне лазерно-плазменного воздействия феррито-перлитной стали 40X. В зоне лазерного влияния образцов, изготовленных из материала в состоянии поставки, при нагреве до температур ниже первой критической точки A_{c1} , фазовых превращений не происходит (рис. 9а). В зоне, в которой при нагреве происходит неполное фазовое превращение, образование мартенсита начинается по границам перлитных колоний (рис. 9б).

Следует отметить особенности строения мартенсита, полученного при неравновесных условиях фазовых превращений. При наблюдении в микроскоп эти мартенситные участки, граничащие с ферритом, напоминают строение пластинчатого эвтектоида (см. фото на рис. 9в). Идентификация фаз произведена методом измерения микротвёрдости. Аналогичное строение участков мартенсита, образовавшегося при импульсном лазерном воздействии, отмечалось в работе [9] при исследовании фазовых превращений в инструментальной заэвтектоидной стали. Очевидно, что наблюдаемый микрорельеф связан с неполным растворением пластин цементита при фазовом превращении перлита в аустенит в условиях скоростного нагрева.

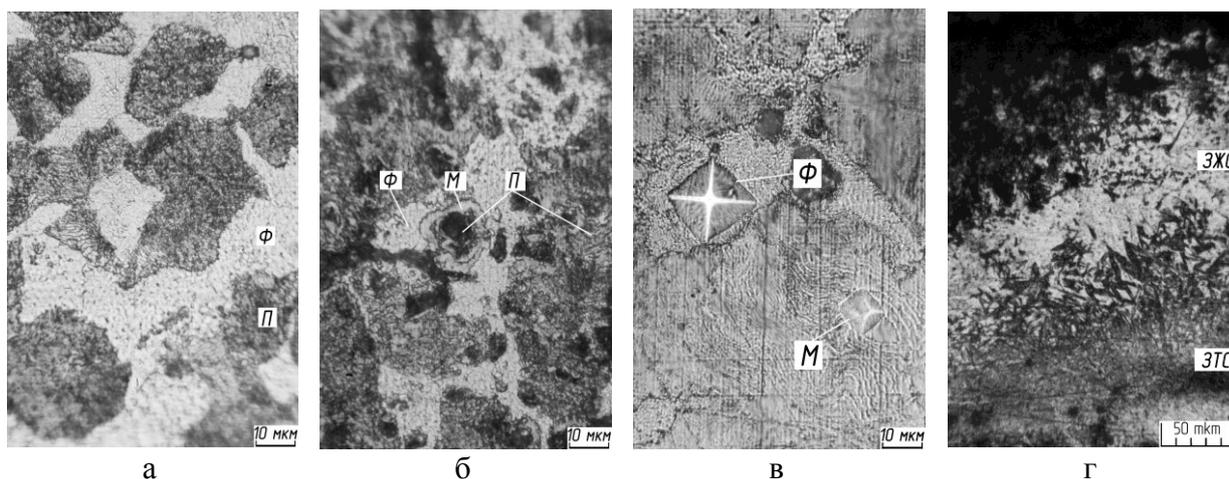


Рис. 9. Микроструктура характерных участков зоны лазерного влияния в стали 40Х.

Наиболее высокая температура, вызывающая плавление и испарение материала, при лазерной обработке возникает на поверхности обрабатываемых изделий. При последующем охлаждении за счёт интенсивного теплоотвода в холодную сердцевину металла в зоне плавления происходит закалка из жидкого состояния (ЗЖС) и образование мартенсита с микротвёрдостью 11,0 – 13,0 ГПа. К участкам зоны ЗЖС прилегает зона мартенсита, с твёрдостью 6,0 – 7,0 ГПа, полученного закалкой при охлаждении из твёрдого аустенитного состояния – ЗТС (рис. 9г).

Применение метода ЛП модификации для обработки технически чистого титана ВТ1-0 и ($\alpha+\beta$)-титанового сплава ВТ6 приводит к образованию азотированного слоя с микротвёрдостью 18-20 ГПа (в 7-10 раз тверже основы), толщиной 50-100 мкм.

Лазерно-плазменный метод наплавки порошков

Нанесение порошковых покрытий с разнообразными свойствами, такими как твердость, износостойкость, защита от коррозии, устойчивость к агрессивным средам оказывается востребованным в различных направлениях техники и производства. Зачастую такие покрытия способствуют заметному повышению или восстановлению рабочего ресурса отдельных узлов и элементов конструкций. Широкий круг методов наплавки охватывает огромный спектр задач.

Свойства и качество требуемого покрытия определяются способом нагрева исходного легирующего вещества. Повышение вкладываемой энергии, открывает новые горизонты использования керамических тугоплавких соединений (оксиды, бориды, нитриды, карбиды), как правило, с уникальным набором свойств. Таких как: высокая твёрдость, близкая к алмазу (WC, VN, BN, Al₂O₃), износостойчивость (Al₂O₃, TiN, TiC, TiB₂), защита от коррозии (NbC), диэлектрические и п/п свойства (SiC, B₄C), жаростойкость (BN, TiB₂), также эти соединения находят применение в электронной и ядерной промышленности (ZrC, HfC, CaB₆, BaB₆). Температура плавления их лежит в диапазоне от 2000 до 3500⁰С. Нагрев тугоплавких соединений целесообразно проводить высокоэнергетичными источниками, например плазмой.

Наряду с широко применяемыми в мире плазменными методами наплавки, нами разрабатывается новый лазерно-плазменный метод наплавки. В основе метода лежит получение на поверхности материала пульсирующей лазерной плазмы. Сфокусированное на поверхности подложки импульсно-периодическое лазерное излучение зажигает оптический пульсирующий разряд (ОПР) при атмосферном давлении или выше. В зависимости от вида плазмообразующего газа плазма имеет температуру 10–30 к°К. В область нахождения приповерхностной плазмы подается присадочный порошок. При этом происходит одновременный нагрев поверхности подложки и порошка. Высокая скорость нагрева и охлаждения плазмы ОПР (10⁶ °С/с)

приводит к образованию закалочных структур в основе материала, что также способствует повышению эксплуатационных свойств. Схема экспериментального стенда по лазерно-плазменной наплавке представлена на рисунке 10а.



Рис. 10 Схема (а) экспериментального стенда по лазерно-плазменной наплавке и внешний вид (б) наплавленных дорожек, где 2а– NiCrBSi с оплавлением поверхности, 2б– NiCrBSi без оплавления поверхности

Подача порошка осуществляется через вибрационный дозатор с регулировкой массового расхода от 0–8 кг/ч. Осевой и транспортирующий поток Q_1 и Q_2 регулируется датчиками расхода PFM711 (2-100 норм. л/мин). Осевой газ используется для защиты поверхности линзы от паров и случайного попадания расплавленных частиц. На выходе из коаксиального сопла формируется направленный поток частиц с углом схождения конуса 40° , расстояние до образца 5-8 мм.

Впервые опробована методика лазерно-плазменного нанесения самофлюсующихся NiCrBSi порошков на поверхности сталей 40ХНМА и 65Г (эксплуатируется до -50°C [5]). Внешний вид покрытия представлен на рисунке 10б.

Для создания новых композиционных морозостойких покрытий составляли смесь из порошков твердой фракции TiC и относительно легкоплавкой матрицы на основе NiCrBSi порошка. Твердость покрытия измерена на микротвердометре ПМТ-3 при нагрузке 2 Н, и изменяется от величины 7–8 ГПа, вблизи подложки до 20–25 ГПа, вблизи поверхности. Данные значения твердости характерны для NiCrBSi и TiC порошков (рис. 11).

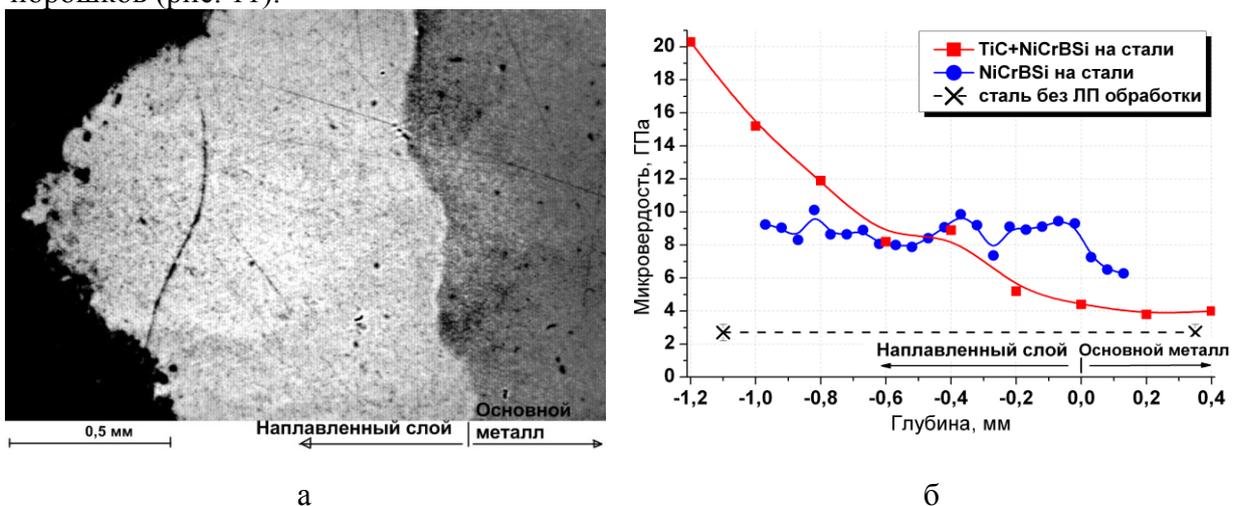


Рис. 11. а) Микрофотография наплавленного слоя порошка NiCrBSi на стали и б) соответствующая микротвердость поверхности (микротвердометр ПМТ-3).

Методами электронной микроскопии и энерго–дисперсионного анализа получено изображение структуры и элементный состав образцов композитных покрытий (рис. 12). На основании измерений микротвердости, элементного анализа, микроструктуры, можно заключить что, во-первых, наблюдается рост микротвердости по глубине покрытия от нижней поверхности к верхней (от 7 до 25 ГПа), во-вторых, в ванне расплава происходит интенсивное перемешивание материала основы (Fe) с материалом порошка.

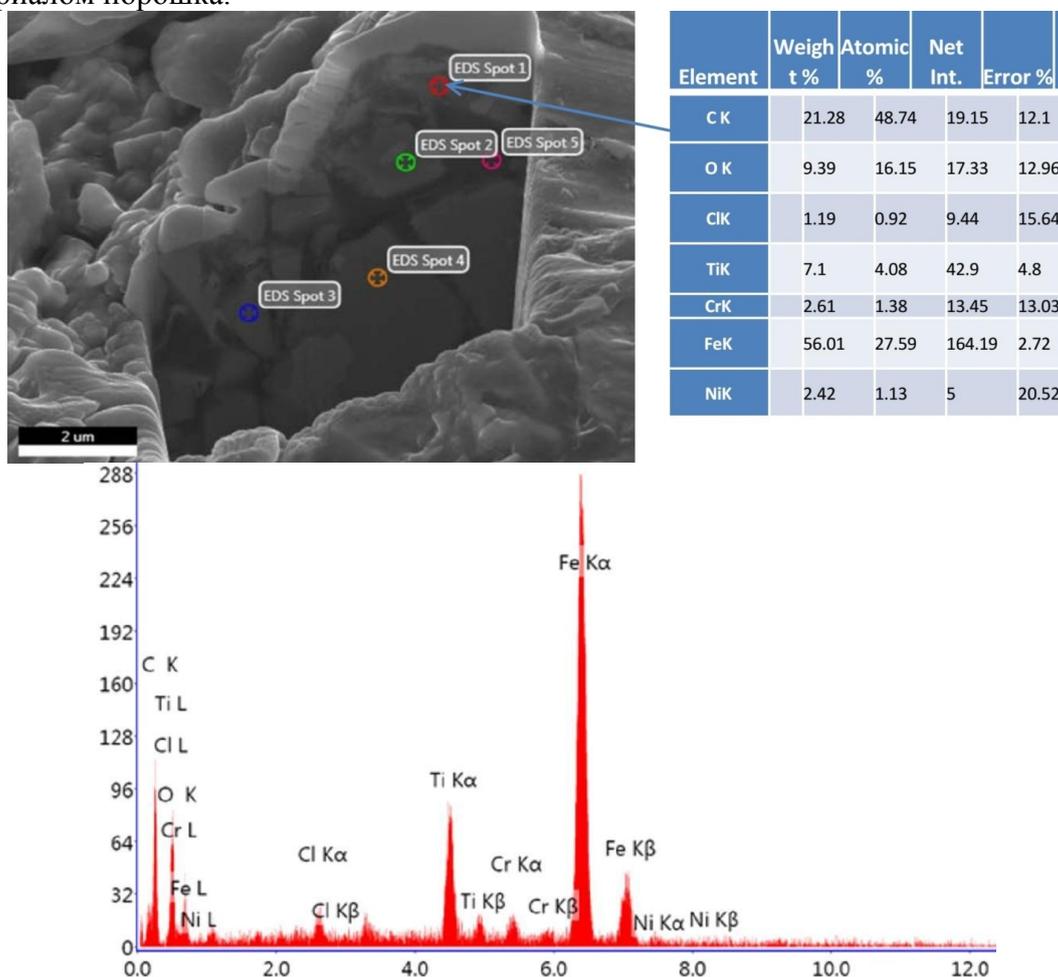


Рис. 12. Морфология поверхности и электронно-дисперсионный анализ покрытия TiC+NiCrBSi.

Лазерно-плазменный метод синтеза сверхтвердых покрытий

Лазерно-плазменный метод синтеза функциональных (сверхтвердых, ударопрочных) покрытий основан на применении плазмы оптического пульсирующего разряда в сочетании со скоростным (100-300 м/с) потоком газа для лазерного плазмохимического осаждения в реакторе атмосферного давления (детальнее в [3] и [10]).

Излучение мощной импульсно-периодической (10-100 кГц) CO₂ лазерной системы фокусируется в скоростных газовых потоках с целью достижения высокой скорости охлаждения газовой фазы после лазерного импульса, уменьшения размеров образующихся нанокристаллических зародышей и быстрого выноса продуктов синтеза на обрабатываемую поверхность (рис. 13).

В совместных исследованиях с Институтом неорганической химии им. А.В.Николаева СО РАН разработан лазерно-плазменный процесс получения покрытий на основе карбонитрида кремния (SiCN) в бескамерном варианте из паров гексаметилдисилазана $-(CH_3)_3SiNHSi(CH_3)_3$, выбор которого в качестве исходного

вещества обусловлен тем, что в нем содержатся все необходимые компоненты для получения карбонитрида кремния и его доступностью для использования в масштабных технологических процессах (рис. 14) [11]. Разработана и реализована система шприцевой подачи гексаметилдисилазана в зону лазерной плазмы. Оптимизированы параметры процесса, позволяющие осаждать покрытия со скоростью ~ 1 мкм/мин.

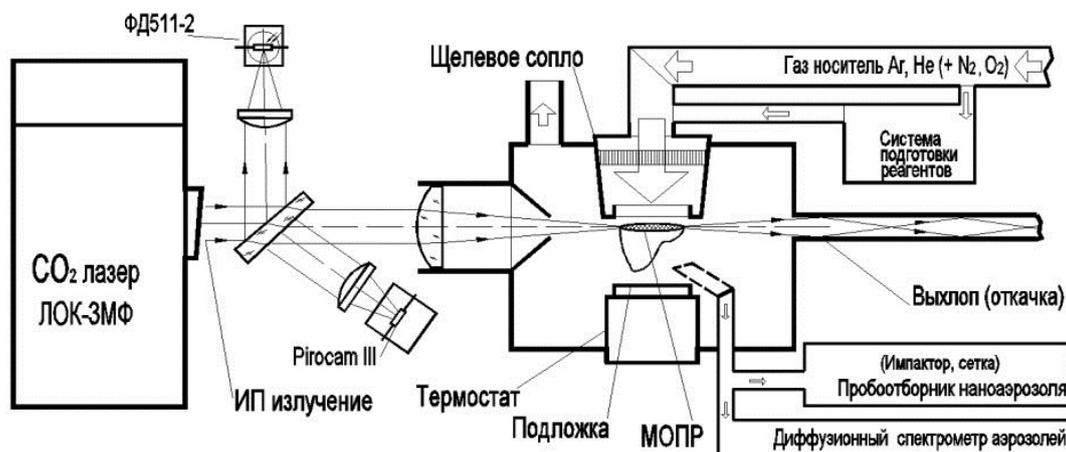


Рис. 13. Принципиальная схема экспериментальной установки для лазерного плазмохимического синтеза покрытий.

Карбонитрид кремния – уникальный многофункциональный материал, в котором удачным образом сочетаются лучшие свойства карбида и нитрида кремния. Устойчивость к высоким температурам, агрессивным и окислительным средам, высокая твердость, высокие диэлектрические характеристики делают карбонитрид кремния перспективным материалом для широкого применения в ряде современных технологий в качестве упрочняющих, радиационно и химически-стойких защитных и оптических покрытий.

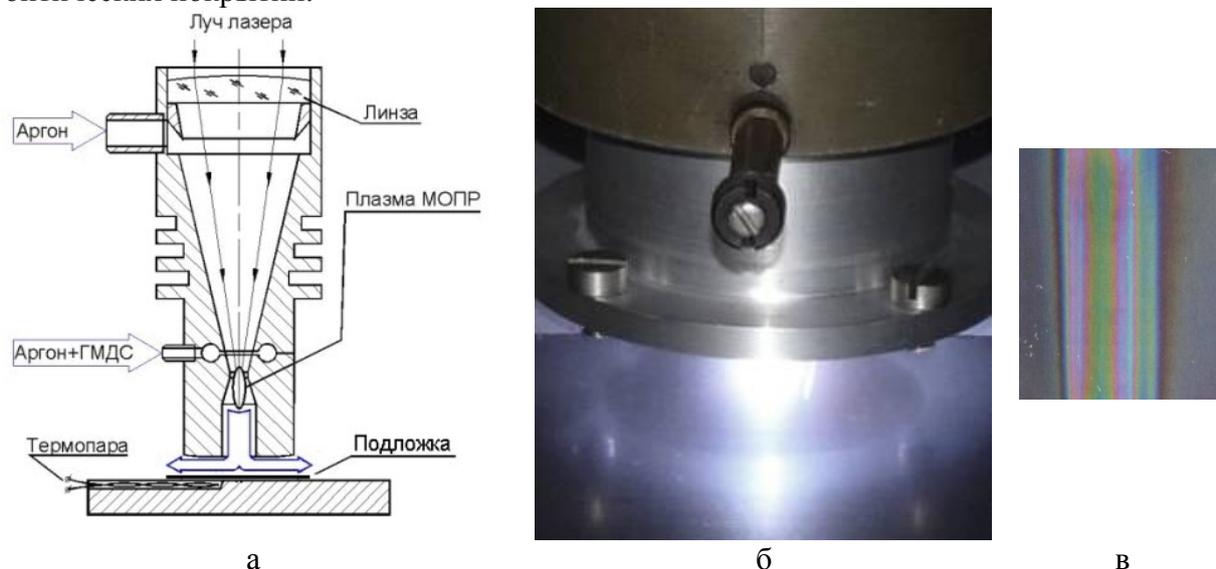


Рис. 14 Схема (а), фотография процесса (б) и результат (в) лазерно-плазменного синтеза SiCN покрытий на нержавеющей стали при линейном перемещении плазмы.

Проведено комплексное исследование состава, структуры и свойств покрытий карбонитрида кремния, синтезируемых в бескамерном варианте процесса на поверхности пластин из нержавеющей стали (12Х18Н10Т) в зависимости от

параметров синтеза - скорости потоков газов, температуры подложки, концентрации гексаметилдисилазана в потоке плазмообразующего газа - аргона. Установлено, что образование слоя карбонитрида кремния идет по механизму нуклеации зародышей в газовой фазе с соударением их об подложку с образованием, при определенных условиях, сплошного слоя наноструктурированного покрытия.

Исследования показали, что покрытия являются рентгеноаморфными, в которых кремний образует химические связи с азотом (Si-N) и углеродом (Si-C). Соотношение Si-C и Si-N групп определяется условиями получения покрытия (концентрации прекурсора в газе носителе, температурой подложки, скоростью потоков газа). Это соотношение увеличивается с 0,4 до 1,8 с увеличением температуры подложки. Анализ спектров комбинационного рассеяния показал, что в получаемом материале формируются также кластеры углерода, в которых кроме sp^2C-Csp^2 связей присутствуют sp^3C-Csp^3 конфигурации, концентрация которых составляет до ~30%.

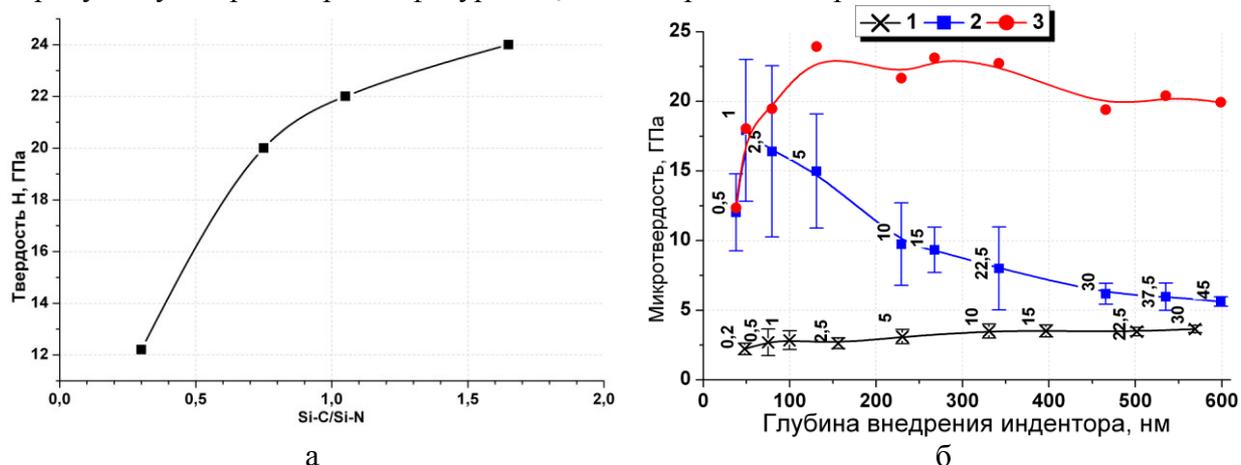


Рис. 15. Микротвердость SiCN покрытий на нержавеющей стали от соотношения Si-C/Si-N (а) и пример измерений (на НаноСкан-3D) при соотношении Si-C/Si-N равном 1,05 (б) 1 - нержавеющая сталь (подложка), 2 – нерж.сталь с SiCN покрытием (толщина покрытия 450 нм), 3 - результат расчета твердости с учетом толщины покрытия по модели Jonson and Hogmark [12]. Цифры возле точек на графике означают нагрузку в мН.

Микротвердость покрытий (рис. 15) определяется их химическим составом и увеличивается с 12 ГПа до 20 – 25 ГПа с увеличением соотношения Si-C/Si-N, а также из-за наличия в материале химических C-C связей с sp^3 гибридизацией, что подтверждается параллельным анализом спектров комбинационного рассеяния и измерениями микротвердости образцов.

Исследованиями микрорельефа SiCN покрытий синтезированных на подложках из нержавеющей стали определён средний размер шероховатости покрытий составляющий ~50 нанометров (Рис. 16), что обосновывает перспективу их применений в качестве износостойких и антифрикционных покрытий.

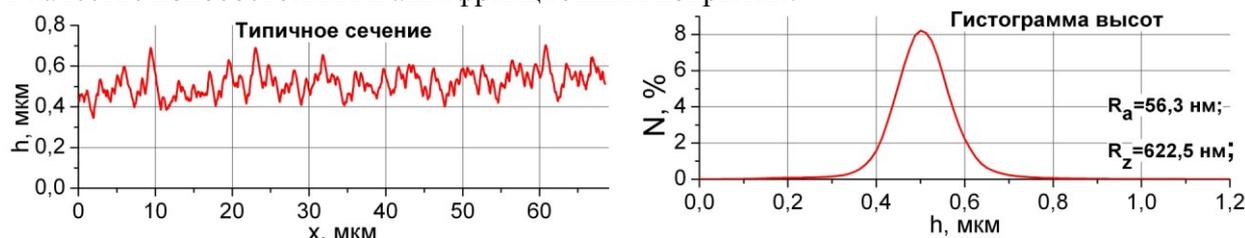


Рис. 16. Характеристики микрорельефа SiCN покрытий на нержавеющей стали (получено на НаноСкан-3D).

Заключение

Таким образом, в результате выполнения работы значительно развиты технологические возможности лазерно-плазменных методов. Впервые проведены эксперименты по получению покрытий на хладостойких сталях. Исследованы свойства и структура полученных покрытий. Показана перспективность применения лазерно-плазменных методов для упрочнения поверхностных слоев хладостойких металлов и сплавов, что приведет к увеличению ресурса технических средств и сооружений, эксплуатируемых в экстремальных условиях Арктики.

Работа выполнена при поддержке Программы Президиума РАН «Поисковые фундаментальные научные исследования в интересах развития Арктической зоны Российской Федерации».

Литература

1. С.Н. Багаев, Г.Н. Грачев, А.Г. Пономаренко, А.Л. Смирнов, В.Н. Демин, А.В. Окотруб, А.М. Бакланов, А.А. Онищук. *Наука и нанотехнологии*, изд. СО РАН, Новосибирск, 2007, 123-135.
2. С.Н. Багаев, Г.Н. Грачев, А.Л. Смирнов, П.Ю. Смирнов. *Патент RU 425 907 C2 от 28.04.2009*, опубликован: 10.08.2011 Бюл. № 22
3. С.Н. Багаев, Г.Н. Грачев, В.Н. Демин, А.Л. Смирнов, П.Ю. Смирнов, Т.П. Смирнова. *Патент RU 2 416 673 C2*, опубликован: 20.04.2011 Бюл. № 11
4. П.А. Стаценко, Г.Н. Грачев, А.Л. Смирнов, А.А. Мякушина. *Сб. докл. 22-й межд. конф. «Лазеры. Измерения. Информация – 2012»*, 2012, **2**, 168–176.
5. Б.Н. Арзамасов. *Материаловедение: Учебник для вузов*, М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003.
6. А.С. Зубченко. *Марочник сталей и сплавов*, М.: Машиностроение, 2003.
7. С.Н. Багаев, Г.Н. Грачев, В.Н. Демин, А.Л. Смирнов, П.Ю. Смирнов, Т.П. Смирнова, М.Н. Хомяков. *Бюллетень ОУС ОАО «РЖД»*, 2012, **6**, 42-52.
8. С.Н. Багаев, Г.Н. Грачев, А.Л. Смирнов, М.Н. Хомяков, А.О. Токарев, П.Ю. Смирнов. *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*, 2014, №1 (**62**), 14-23.
9. А.О. Токарев. *Упрочнение деталей машин износостойкими покрытиями* Новосибирск: Изд-во НГАСУ, 2000.
10. S.N. Bagayev, G.N. Grachev, A.G. Ponomarenko, A.L. Smirnov, V.N. Demin, A.V. Okotrub, A.M. Baklanov, A.A. Onischuk. *Proc. SPIE*, 2007, **6732**-673206.
11. В.Н. Демин, Т.П. Смирнова, В.О. Борисов, Г.Н. Грачев, А.Л. Смирнов, М.Н. Хомяков. *Физика и химия стекла*, 2015, №2 (**41**).
12. В. Jönsson, S. Hogmark. *Thin Solid Films*, 1984, **114**, 257-269.