

Криогенная обработка алмазоподобных вакуумных покрытий

© Н.М. Чекан,¹ А.П. Возняковский,² М.А. Скотникова,³ А.А. Возняковский,² И.П. Акула,¹
Е.О. Куома,³ Е.В. Овчинников,⁴ Г.В. Иванова³

¹Физико-технический институт НАН Беларуси,
220084 Минск, Беларусь

²Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия

³Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Международный научно-образовательный центр
„BaltTribology-Polytechnic“ Института машиностроения, материалов и транспорта,
195251 Санкт-Петербург, Россия

⁴Гродненский государственный университет им. Янки Купалы,
230023 Гродно, Беларусь
e-mail: ovchin_1967@mail.ru

Поступило в Редакцию 24 ноября 2024 г.

В окончательной редакции 24 ноября 2024 г.

Принято к публикации 24 ноября 2024 г.

Рассмотрены вопросы криогенной обработки алмазоподобных покрытий, сформированных на инструментальной штамповой стали. Исследованы морфология, физико-механические, адгезионные, трибологические характеристики углеродных покрытий, обработанных по гибридной технологии, заключающейся в комплексном воздействии криогенной жидкости, как на металлический субстрат, так и на систему „модифицированный стальной субстрат–алмазоподобное покрытие“. Изучены структурные превращения, происходящие в вакуумных покрытиях, сформированных на стальных подложках с последующей обработкой при пониженных температурах. Показано изменение триботехнических характеристик алмазоподобных покрытий при гибридной обработке в криогенной жидкости.

Ключевые слова: криогенная обработка, структура, свойства, углерод, покрытия, металлы.

DOI: 10.61011/JTF.2025.02.59739.290-24

Введение

Применение покрытий, формируемых по различным технологическим подходам, позволяет существенно изменить прочностные характеристики поверхностных слоев модифицируемых изделий [1–3]. Широко применяемыми методами получения защитных поверхностных слоев являются технологии, основанные на осаждении покрытий в вакууме. К таким технологическим подходам относятся физическое осаждение из паровой фазы (PVD), химическое осаждение из паровой фазы (CVD), сочетание данных технологических подходов при получении тонкослойных покрытий. Применение вакуумных технологий позволяет получить покрытия с заданными физико-механическими характеристиками, которые достаточно хорошо прогнозируются исходя из большого числа имеющихся экспериментальных и теоретических исследований в данной области. Таким образом, существует определенный предел прочностных характеристик для покрытий, получаемых с применением вакуумных технологий. Простым и эффективным способом является модификация структуры материалов путем криогенной обработки. Резкое охлаждение изделий с вакуумными покрытиями до температуры кипения криогенных жидкостей приводит к возникновению больших градиентов температур, что в свою очередь вызывает появление значительных сжимающих напряже-

ний. Такая обработка приводит к различным структурным превращениям и изменению дисперсности частиц и фаз, которые содержатся как в матрице покрытия, так и субстрата [4,5]. В ряде исследований отмечается формирование нанодисперсных фаз в модифицируемом материале. Современной тенденцией развития инженерии поверхности в области вакуумных покрытий является формирование низкоразмерных структур в объеме материала, а также получение нанодисперсных материалов. В ряде исследований показано, что изменение геометрических параметров структурных составляющих существенно сказывается на физико-механических характеристиках граничных слоев различного типа материалов [6–9]. Такие характеристики проявляются, когда геометрический размер кристаллических образований находится в области менее 40 nm. Данный тип веществ, размер структурных составляющих которых находится в диапазоне менее 100 nm, принято классифицировать как нанокристаллические. Определяющими факторами во влиянии на эксплуатационные характеристики вакуумных покрытий являются структура и физико-химический состав границ раздела зерен в нанокристаллическом покрытии. Данное явление наблюдается в большинстве случаев для покрытий, у которых границы кристаллитов, формирующих защитный слой, находятся в метастабильном состоянии (многокомпонентные

химические соединения). Наблюдаемые неравновесные процессы на границе зерен приводят к протекающей самостоятельно релаксации границ раздела при низких температурах эксплуатации. Граница раздела нанокристаллитов по своей структуре содержит разнообразные дефекты: дислокации, вакансии, сочетание выше перечисленных дефектных структур. Необходимо отметить, что распределение и количество дефектных структур на границе раздела сильно отличаются от их распределения в объеме материала. Тенденцией последнего десятилетия является тенденция увеличения работоспособности изделий и технологической оснастки, используемой при металлообработке путем применения покрытий на основе алмазоподобных соединений, получаемых различными технологическими приемами в вакууме. Вакуумные покрытия алмазоподобных соединений, сформированные при заданных условиях и соответствующей подготовке, обладают повышенными прочностными характеристиками, в частности значения твердости достигают $HV = 30\text{--}40\text{ GPa}$, что в 2–3 раза выше твердости других вакуумных металлических покрытий. Обычно в результате получения данных защитных слоев возможно достижение более низких температур, коэффициента трения в контактной зоне, уменьшается адгезионное взаимодействие в трибоконтакте.

Алмазоподобные покрытия (АПП), обладающие высокими прочностными, адгезионными и антифрикционными характеристиками, нашли широкое применение в машиностроении для увеличения эксплуатационного ресурса металлообрабатывающего инструмента. Применение наноконпозиционных АПП для упрочнения поверхностных слоев различных материалов является одним из широко используемых методов в инженерии поверхности [6–9]. Это связано с их уникальными физико-механическими свойствами. Под АПП обычно в широком смысле понимается высокодисперсный углеродный материал, своей структурой соответствующий алмазу, обладающему высокой твердостью, прочностью и износостойкостью и как правило, получаемого методами PVD, CVD или PCVD. Данный класс покрытий применяется в оптико-механической промышленности в качестве защитных и просветляющих покрытий, биосовместимых покрытий в медицине, антифрикционных покрытий в химической промышленности вследствие их высокой инертности по отношению к воздействию агрессивных сред, в радиоэлектронной промышленности для создания тонкослойных систем, предназначенных для хранения информации [10,11]. В работах [10,11] показана возможность формирования нанобъектов в матрице АПП. Образование данных низкоразмерных систем приводит к дополнительному повышению твердости и адгезионной прочности АПП. Согласно имеющимся данным, свойства АПП близки к свойствам природного алмаза. Однако варьируя технологические режимы формирования АПП в вакууме возможно изменять физико-механические характеристики данных сверхтвердых углеродных слоев, в частности, регу-

лировать проводимость и антифрикционные свойства АПП. Наноконпозиционные углеродные покрытия широко применяются в качестве антифрикционных слоев, в которых сочетается низкий коэффициент трения, биосовместимость, высокая износостойкость [9–11]. Основным преимуществом АПП, полученных с применением вакуумных технологий, в отличие от других методов, является низкая шероховатость поверхностных слоев. Однако концентрация sp^2/sp^3 -гибридизаций в пленках АПП могут быть существенно изменены в процессе формирования покрытия и, как следствие, изменятся размер фаз в структуре покрытия, граничные свойства зерна и т.п.

Целью настоящей работы является изучение морфологии и физико-механических характеристик алмазоподобных вакуумных покрытий, формируемых на металлах в зависимости от предыстории технологии подготовки субстрата и последующей низкотемпературной обработки.

1. Экспериментальная часть

1.1. Синтез АПП

В качестве объектов исследований использовали АПП. Данные покрытия осаждали на поверхности стальных подложек. В качестве металлических субстратов применяли сталь 4Х5МФС. Для получения качественных покрытий применяли предварительную подготовку подложки, заключающуюся в специализированной термообработке до получения твердости порядка 50 единиц по методу Роквелла, шкала С. Далее стальная подложка подвергалась полировке до 10 класса чистоты. Наноконпозиционные покрытия формировали методом катодно-дугового осаждения на вакуумной установке УВНИПА-1-001, оборудованной источником стационарной металлической плазмы с катодом из циркония, и ионным источником с кольцевым анодом „Радикал“, через который подается газовая смесь $N_2 + C_2H_2$, необходимая для формирования АПП толщиной 1–1.5 μm . АПП осаждали как на исходную сталь, так и на криогенно обработанную металлическую подложку. Время обработки стального субстрата в криогенной среде составляло от 30 до 4320 min. После формирования вакуумных покрытий на стальных субстратах система „покрытие–подложка“ также подвергалась обработке в жидком азоте в течение от 30 до 200 min. Параметры физико-механических характеристик определяли по стандартным методикам в соответствии с действующими стандартами.

1.2. Характеризация покрытий

Определение структурного градиента осуществляли измерением твердости и микротвердости с применением стандартизированного оборудования. Определение микротвердости проводили с помощью твердомера

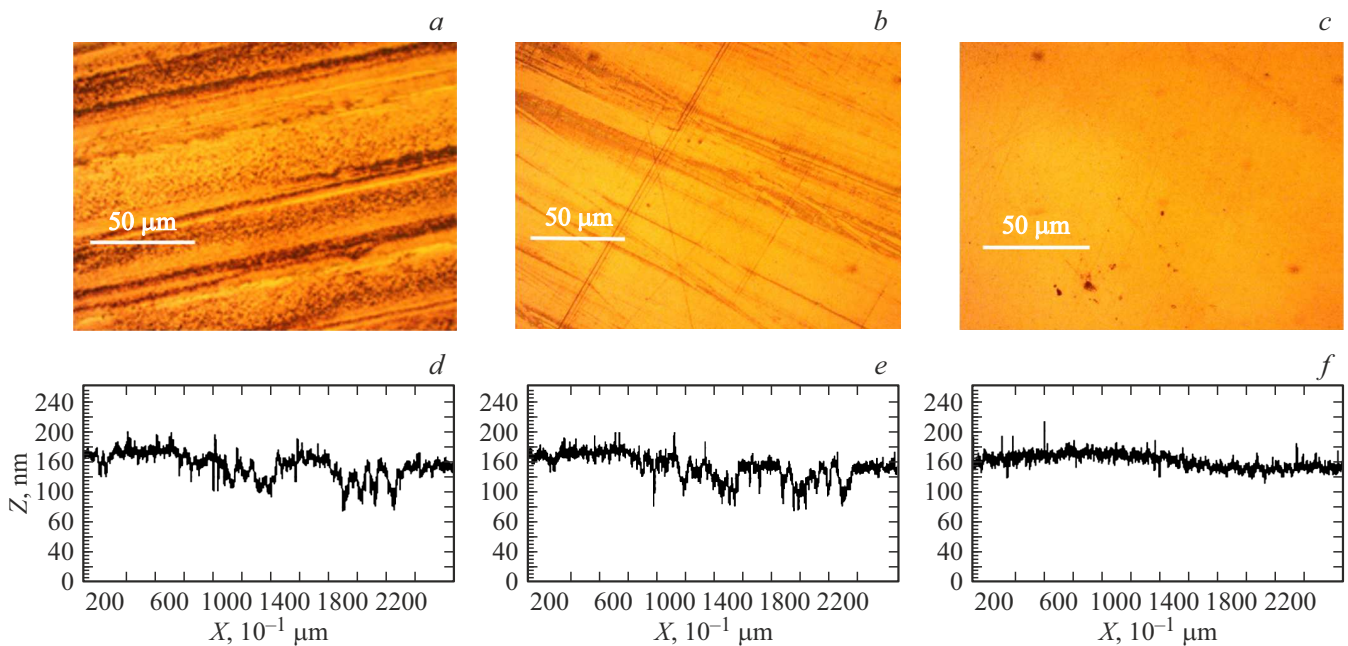


Рис. 1. Морфология (*a–c*) и топография (*d–f*) поверхности стальных изделий после проведения предварительного упрочнения в криогенной жидкости, где *a* — исходный образец; *b, c* — обработка в криогенной жидкости в течение 60 и 1440 min соответственно; *d* — исходный образец, *e–f* — обработка в криогенной жидкости в течение 60 и 1440 min соответственно.

НВММТ-Х7 (Япония) и прибора ПМТ-3 с алмазной пирамидой. Исследования морфологии исследуемых АПП характера распределения различных фаз в покрытии, топографии поверхностей трения образцов проводили методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) в отраженных электронах на микроскопе MIRA3 TESCAN (Чехия), оптической микроскопии в отраженном свете на универсальном металлографическом комплексе ЗАО „Спектроскопические системы“ и методом бесконтактной зондовой атомной силовой микроскопии (АСМ) на комплексе „NT-206“. Изображения методом АСМ получали при различных полях сканирования с последующей их визуализацией с помощью оригинальных программных пакетов операционной системы Windows по методике ОДО „Микротестмашины“. Шероховатость покрытий и поверхностей трения оценивали на профилометре „Surftec SJ-210“. Триботехнические испытания проводили на универсальной машине трения FT-2, сопряженной с высокопроизводительной мультипроцессорной техникой, позволяющей производить обработку получаемых экспериментальных данных в среде Windows в программной среде, разработанной ОДО „Микротестмашины“. В качестве контртела применяли стальной сферический индентор из стали ШХ-15. Нагрузка на индентор варьировались от 1 до 30 N. Скорость скольжения индентора по поверхности образца составляла 0.1 м/с. Методом скретч-анализа определяли адгезионные характеристики вакуумных покрытий. На индентор прикладывалась нагрузка от 1 и 30 N, с постепенным возрастанием значений. Длина царапины составляла 10 mm.

2. Результаты и обсуждение

Существуют различные технологические подходы для увеличения физико-механических характеристик АПП. Одним из направлений получения сверхтвердых углеродных нанокomпозиционных покрытий является формирование данных алмазоподобных слоев на криогенно упрочненных металлических субстратах с последующим модифицированием в криогенной среде.

Одним из аспектов, определяющих эксплуатационные характеристики покрытий, является морфология АПП. Морфология АПП, сформированных на упрочненных стальных субстратах, существенно зависит как от предыстории металлического субстрата, так и от последующего криогенного воздействия на систему „криогенно-обработанная сталь — АПП“.

На рис. 1 представлены изображения поверхности стальных образцов после криогенной обработки, полученных методом оптической микроскопии.

Исходя из полученных данных видно, что проведение предварительной обработки в криогенной жидкости закаленной стали 4Х5МФС приводит к некоторому сглаживанию исходного рельефа. Данный эффект подтверждается результатами исследования шероховатости поверхности стальных субстратов, полученных с применением программного комплекса Autoscan (рис. 1). Возможно, что при воздействии низких температур происходит дисперсионное упрочнение поверхностных слоев, сопровождающееся увеличением прочностных характеристик и измельчением структурных составляющих АПП.

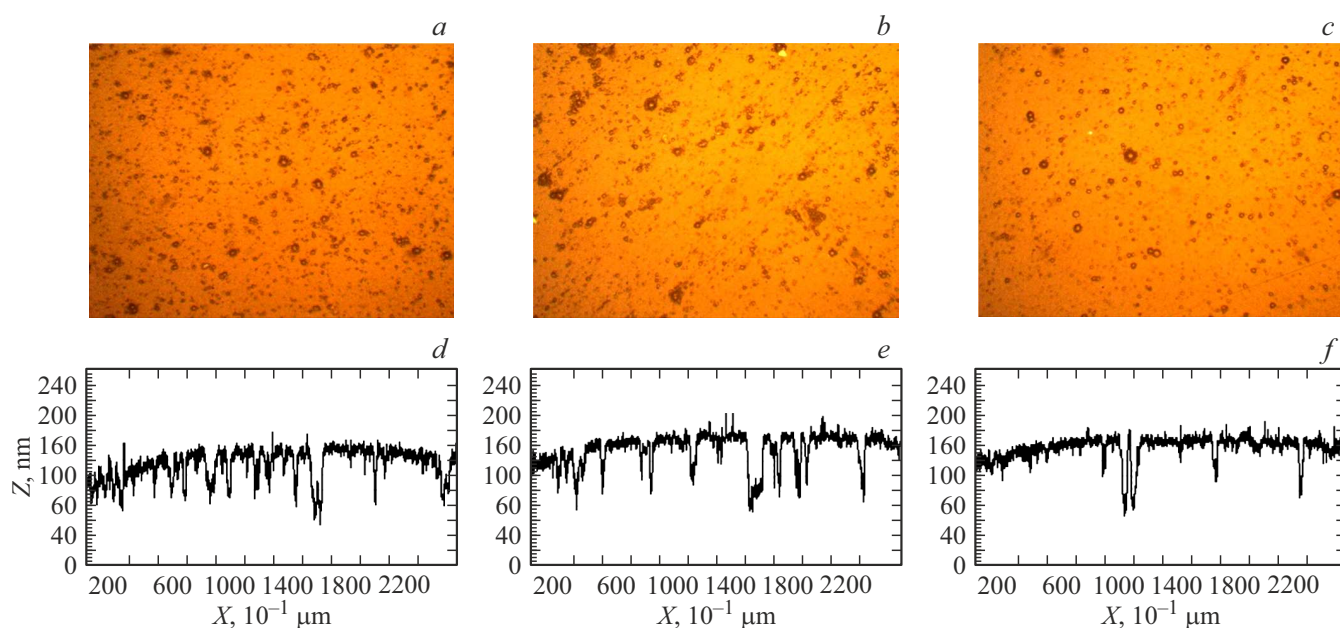


Рис. 2. Морфология (*a–c*) и топография (*d–f*) поверхности нанокomпозиционных АПП, сформированных на предварительно упрочненных стальных субстратах, где *a* — исходный образец; *b, c* — обработка в криогенной жидкости в течение 60 и 1440 min соответственно; *d* — исходный образец, *e–f* — обработка в криогенной жидкости в течение 60 и 1440 min соответственно.

Морфология и топография нанокomпозиционных АПП, сформированных на упрочненных стальных субстратах, представлены на рис. 2.

Результаты исследования шероховатости поверхности нанокomпозиционных АПП, сформированных на упрочненных стальных субстратах, получены с применением программного комплекса Autoscan и представлены на рис. 2, *d–f*. Согласно полученным данным, обработка в криогенной жидкости как исходных металлических субстратов, так и покрытий, сформированных на них, приводит к частичному сглаживанию исходного рельефа покрытий, что может свидетельствовать о структурных перестройках в алмазоподобных покрытиях при криогенной обработке.

Исходя из имеющихся в литературных источниках данных [12], в ИК спектрах НПВО (нарушенное полное внутреннее отражение) АПП, сформированных на стальном субстрате, наблюдаются полосы поглощения, лежащие в области $520–630\text{ см}^{-1}$; $950–1300\text{ см}^{-1}$; $2200–3000\text{ см}^{-1}$. Полосы поглощения, лежащие в области $950–1300\text{ см}^{-1}$, можно отнести к валентным колебаниям С–Н-групп. Полосы поглощения, лежащие в области $2200–3000\text{ см}^{-1}$, состоят из пиков валентных колебаний карбонильных групп, одинарных С–С-, и двойных С=С-связей и деформационных колебаний С–Н-групп. При этом наблюдались пики в области $2100, 1000\text{ см}^{-1}$, отвечающие валентным колебаниям С–С-связей [12].

Методом атомно-силовой микроскопии была изучена морфология криогенно обработанных АПП, сформированных на стали 4Х5МФС (рис. 3)

В работах [12–14] установлено изменение физико-механических характеристик керамических покрытий, сформированных в вакууме после обработки в жидком азоте. Для изучения изменения прочностных характеристик стальных образцов при криогенной обработке проводилось определение значений микротвердости стали 4Х5МФС в зависимости от времени выдержки в криогенной жидкости (рис. 4). Согласно полученным данным, наблюдается увеличение значений микротвердости криогенно модифицированной стали в интервале времен обработки в жидком азоте от 30 до 72 h. В области времен обработки от 60 до 2000 min наблюдается снижение значений микротвердости модифицированных стальных образцов, затем возрастание значений микротвердости стали 4Х5МФС в интервале времен криогенной обработки от 2000 до 4000 min. Необходимо отметить, что данные изменения значений микротвердости криогенно модифицированных стальных образцов находятся выше значений микротвердости, определенной для исходной стали 4Х5МФС (рис. 4).

Проведенные исследования по изучению параметров микротвердости АПП, сформированных на предварительно активированной стали 4Х5МФС (рис. 5), приводят к изменению прочностных характеристик. Так, предварительная обработка стальных субстратов из стали 4Х5МФС в криогенной среде приводит к возрастанию значений микротвердости формируемых АПП при временах обработки свыше 30 min (рис. 5). Изменения микротвердости покрытий АПП могут быть обусловлены существенными вариациями концентрации зарядовых центров на поверхности металла после обработки

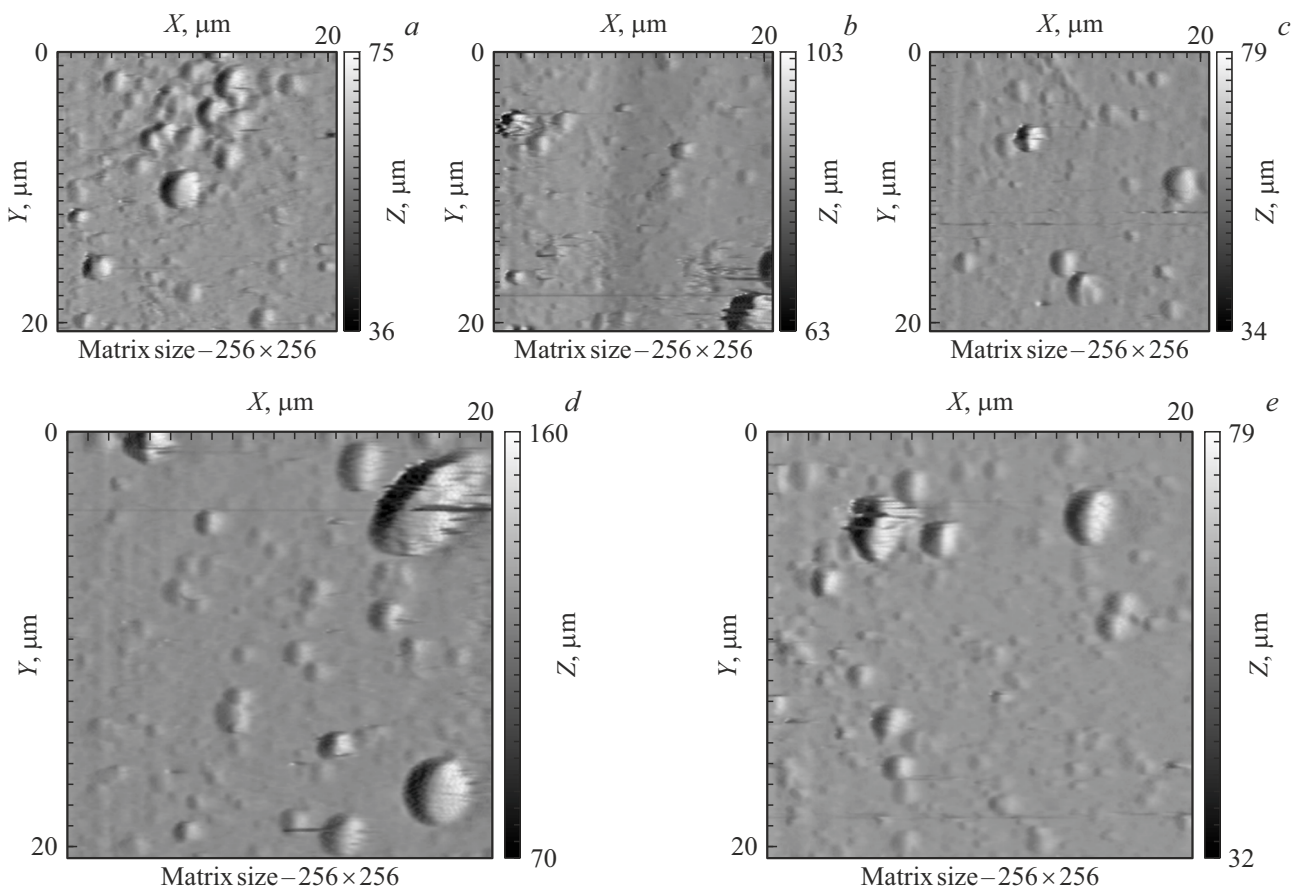


Рис. 3. Морфология АПП, подвергнутых воздействию криогенной среды в течение 60 min. Покрытия формировались на стальных субстратах (сталь 4Х5МФС) после проведения предварительного упрочнения в криогенной жидкости: *a* — исходный образец; *b* — 60, *c* — 1800, *d* — 1440, *e* — 4320 min. Изображение получено методом АСМ, площадь сканирования ($25 \times 25 \mu\text{m}$).

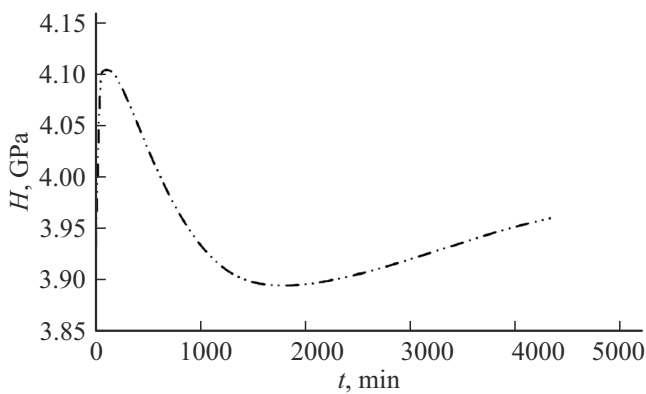


Рис. 4. Зависимость микротвердости стали 4Х5МФС от времени выдержки в криогенной среде.

в среде криогенной жидкости. На поверхности поликристаллических металлов зарядовая мозаика возникает в результате контакта кристаллитов с различными кристаллографическими поверхностями, что определяет разность в уровнях Ферми. Воздействие низких температур может приводить к изменению дисперсности частиц как в структуре покрытия, так и в структуре субстрата.

Следствием этого является изменение кристаллографических плоскостей, что влияет на разность в уровнях Ферми и концентрацию активных зарядовых центров

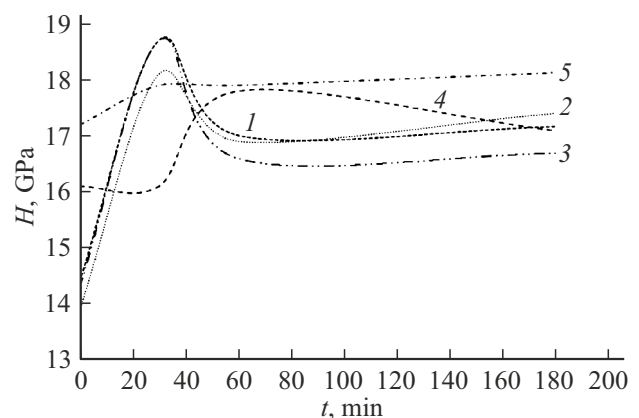


Рис. 5. Зависимость микротвердости АПП от времени выдержки в криогенной среде. Покрытия формировались на стальных субстратах (сталь 4Х5МФС) после проведения предварительного упрочнения в криогенной жидкости: *1* — исходный образец; *2–5* — обработка криогенной жидкостью в течение 60, 1440, 1800 и 4320 min соответственно.

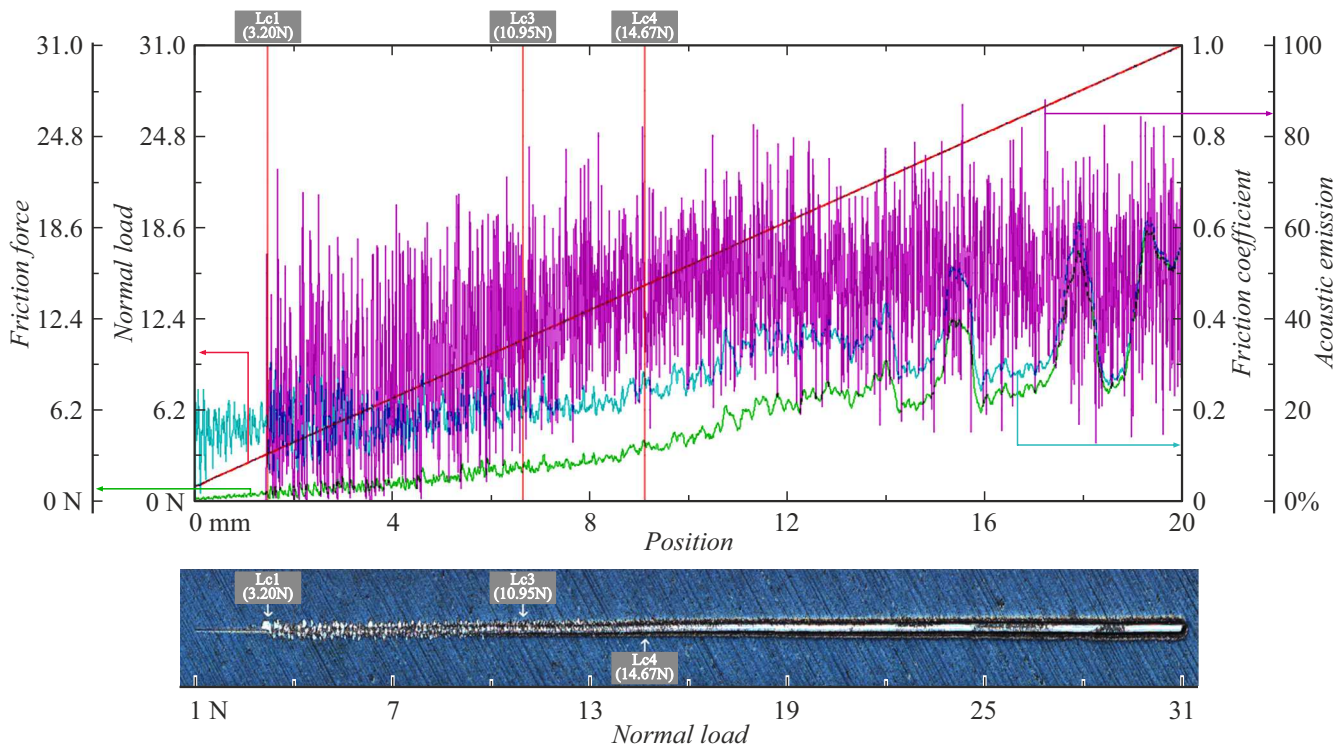


Рис. 6. Результаты скретч-тестирования АПП, сформированного на стали 4X5МФС.

на поверхности металлического субстрата. Увеличение количества зарядовых центров на поверхности субстрата приводит к увеличению количества центров формирования АПП и, как следствие, к увеличению значений дисперсности исследуемых структурных образований в структуре АПП. Изменение геометрических размеров структурных образований как в подложке, так и в покрытии возможно за счет высоких внутренних напряжений, возникающих при обработке в криогенной среде. Согласно классических представлений, напряжения, возникающие в веществе при перепадах температуры, прямо пропорциональны его температурному коэффициенту линейного расширения, модулю упругости, градиенту температуры и описываются формулой:

$$\Sigma = \alpha E \Delta T, \quad (4)$$

где α — температурный коэффициент линейного расширения, E — модуль упругости, ΔT — разница температур.

Проведенный расчет напряжений, возникающих в сталях и алмазоподобных покрытиях, дает приближенные значения, находящиеся в области ~ 500 МПа для стали и ~ 80 МПа для АПП в результате их обработки при температуре кипения жидкого азота (-195.8°C). Данные напряжения, возникающие в структуре исследуемых материалов, могут приводить к структурной реорганизации как субстрата, так и покрытия. Гибридная обработка АПП оказывает существенное влияние на адгезионные характеристики исследуемых покрытий (рис. 6, 7).

Характер адгезионного взаимодействия зависит как от природы обоих тел, так и от внешней среды в которых они взаимодействуют. Согласно классических представлений, форма обоих контактирующих тел, внешние условия, температура, сила оказывают существенное влияние на процессы сближения и разъединения тел. Обычно адгезионное взаимодействие рассматривают с одной стороны и понимают как процесс, приводящий к контакту и силовому взаимодействию с установлением межатомных или межмолекулярных связей между двумя контактирующими телами. Для разрушения данного взаимодействия необходимо движение контактирующих тел друг относительно друга. Второй аспект связан с процессом нарушения или разрушения установившихся связей между контактирующими телами. Для описания данного процесса в качестве количественного параметра берут энергию (силу), необходимую для разрушения данного взаимодействия. Таким образом, для первого случая представляет интерес условия и кинетика сближения, во втором случае — процесс разрушения адгезионных связей. Второй случай обычно характерен, когда изучается процесс прилипания дисперсных частиц к полупроводникам, металлам и диэлектрикам в различных газовых средах, так как в данном случае отсутствуют причины, препятствующие взаимодействию тел и установлению межмолекулярного взаимодействия. Величина адгезионного взаимодействия существенно зависит не только от расстояния взаимодействующих тел, но также от молекулярного взаимодействия в зоне непосредственного

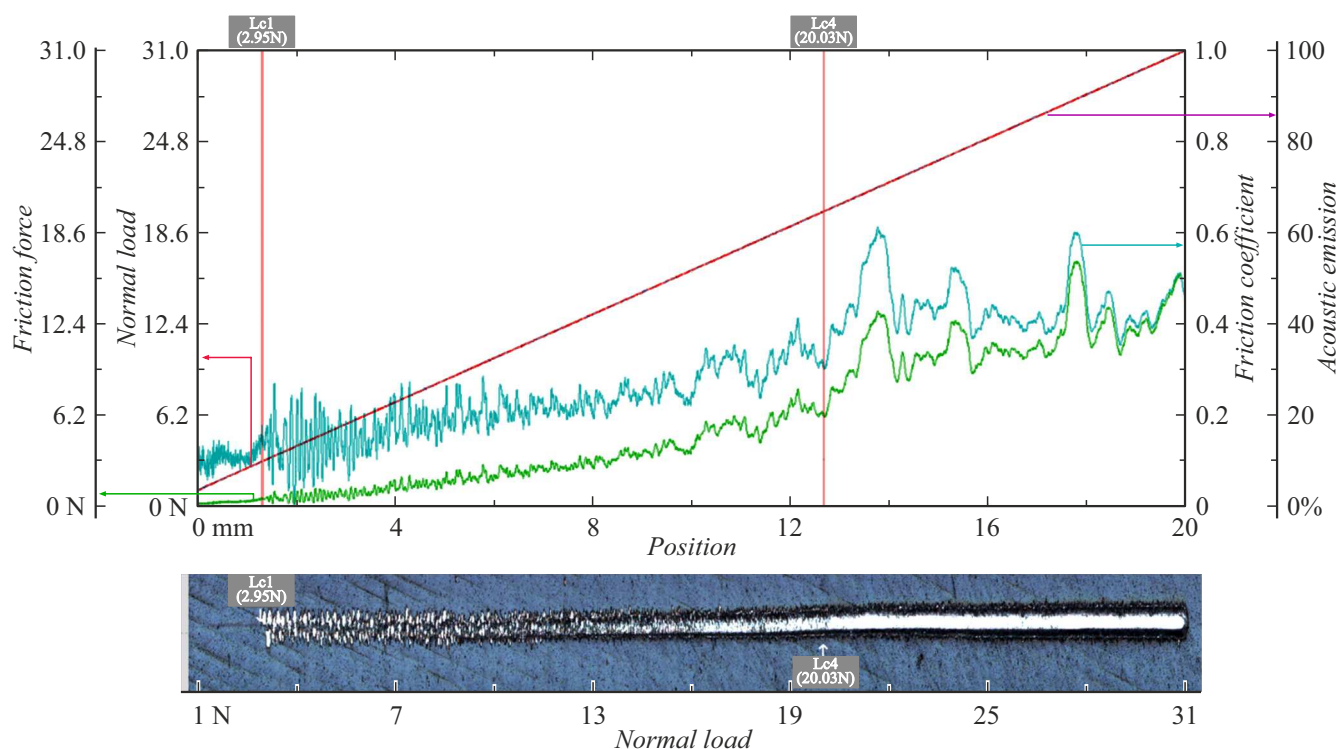


Рис. 7. Результаты скретч-тестирования АПП, сформированного на стали 4Х5МФС и подвергнутого воздействию криогенной среды в течение 60 min. Стальной субстрат подвергался предварительной криогенной обработке в течение 4320 min.

контакта. Тогда процесс адгезионного взаимодействия представляет интерес с точки зрения сопротивления нарушения контакта, т.е. является количественной мерой „прилипания“. Однако невозможно изучать первый процесс адгезионного взаимодействия без изучения второго процесса. Поэтому разработка методов, позволяющих оценить второй процесс (разрушение адгезионного контакта), является одной из первоочередных задач в области инженерии поверхности.

Согласно полученным данным, проведение гибридной обработки, заключающейся в предварительной обработке стального субстрата в криогенной среде с последующим формированием АПП и финишной обработке сформированного покрытия в жидком азоте, приводит к возрастанию адгезионного взаимодействия АПП к стальному субстрату.

Проведенные исследования показали, что перспективным направлением по модифицированию АПП может являться гибридная технология, заключающаяся в предварительном модифицировании стального субстрата в криогенной среде, формировании АПП и последующей обработке данной системы при низкой температуре.

Проведенные исследования показали изменение трибологических характеристик АПП покрытий, сформированных по данной технологии (рис. 8, 9).

Предварительная обработка стальной подложки приводит к снижению значений коэффициента трения для пары АПП-ШХ15 с 0.27 до 0.22. Данные результаты хорошо согласуются с данными по коэффициенту тре-

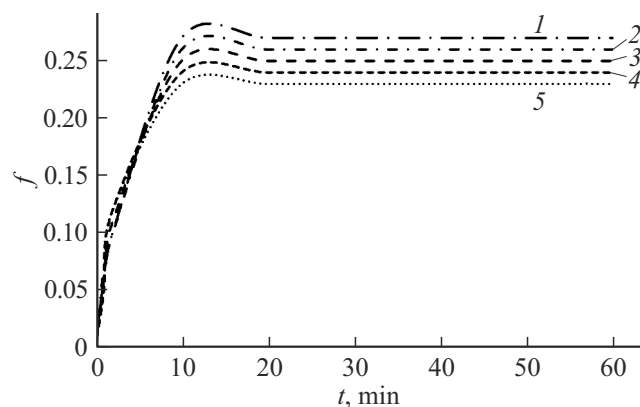


Рис. 8. Зависимость коэффициента трения АПП, сформированного на стали 4Х5МФС. Подложка из стали 4Х5МФС подвергалась предварительной обработке в жидком азоте в течение: 1 — исходная подложка, 2 — 60, 3 — 180, 4 — 1440, 5 — 4320 min. $V = 0.1$ m/s, нагрузка 30 N, контртело — сталь ШХ15.

ния, полученными для пары алмазный индентор—АПП (рис. 9).

Общей тенденцией, связанной с триботехническими характеристиками АПП, является уменьшение значений коэффициента трения при последующей обработке АПП в криогенной среде (рис. 9, б).

Изменение значения коэффициента трения АПП, сформированного на стальной подложке, предваритель-

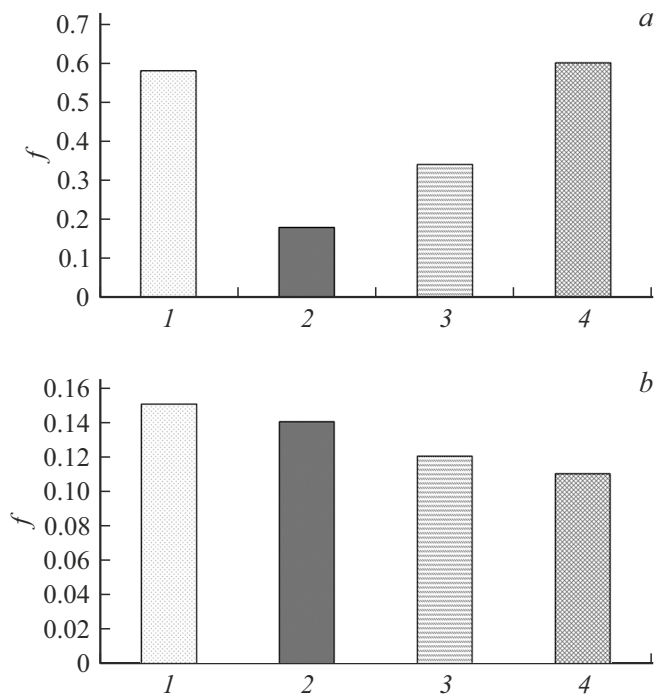


Рис. 9. Зависимость коэффициента трения АПП (пара трения „АПП–алмаз“), сформированных по гибридной технологии: *a* — зависимость коэффициента трения АПП (пара трения „АПП–алмаз“), сформированных на стальном субстрате 4X5MFC от времени активации подложки в криогенной среде: 1 — исходная сталь; сталь обработана в криогенной среде в течение: 2 — 60, 3 — 180, 4 — 4320 min. Коэффициент трения определяли при нагрузке на индентор 20 N; *b* — зависимость коэффициента трения АПП (пара трения „АПП–алмаз“), сформированного на стали 4X5MFC и подвергнутого криогенной обработке в течение 60 min: 1 — исходная сталь, сталь обработана в криогенной среде в течение: 2 — 60, 3 — 180, 4 — 1440 min.

но модифицированной в жидком азоте, приводит к снижению коэффициента трения пары „АПП–алмаз“. Однако с увеличением времени криогенной обработки металлического субстрата значения коэффициента трения пары „АПП–алмаз“ возрастают. Наблюдается оптимальная область криогенного модифицирования стальной подложки, находящейся в области обработки 60 min, при которой значения коэффициента трения минимальны (рис. 9, *a*). Величина уменьшения значений коэффициента трения зависит от времени выдержки в криогенной среде. Возможно предположить следующий механизм процесса трения, протекающего в системе „АПП–твердое тело“. На начальных этапах контактирования поверхностей АПП и твердого тела (ТТ) происходит износ нанонеровностей более мягкого ТТ за счет проникновения нано- и микрошероховатостей АПП в поверхностные слои ТТ, в результате чего происходит пластическое деформирование сопряженных поверхностей в низкоразмерном диапазоне, сопровождающееся локальным пластическим деформированием,

происходит пластическое течение материала в зоне контакта. Данный процесс приводит к увеличению физико-механических характеристик трущихся поверхностей. Образование продуктов износа ТТ приводит к закрытию микронеровностей в поверхностных слоях контртела и началу протекания абразивного изнашивания. Данный процесс интенсифицируется по мере увеличения температуры и силы трения в зоне контакта. Одновременно происходит диффузия углерода в приповерхностные слои металла, наблюдается сглаживание исходного рельефа субстрата и образование на нем сети нано- и микротрещин. Диффузия углерода в контртело, образование углеродсодержащих продуктов трения в зоне контакте приводят к снижению коэффициента трения.

Заключение

Предварительная обработка стальных подложек в криогенной жидкости приводит к возрастанию прочностных характеристик вакуумных покрытий. Дополнительная обработка в жидком азоте покрытий, сформированных на активированных стальных подложках, приводит к дальнейшему росту значений прочностных характеристик. Показано, что предварительная обработка стальных субстратов из стали 4X5MFC в криогенной среде приводит к увеличению значений микротвердости. Данный эффект обусловлен образованием нанодисперсных структур в стальной подложке, а также распадом остаточного аустенита, что приводит к увеличению мартенсита в структуре стали, подверженной обработке холодом. Наибольшими значениями микротвердости обладают стальные субстраты (сталь 4X5MFC), обработанные в течение 30 min (4.1 GPa) и 72 h (3.95 GPa). Формирование АПП на упрочненной криогенной обработкой стальной подложке приводит к увеличению значений микротвердости АПП по сравнению с исходными углеродными покрытиями. Данный эффект возможно объяснить исходя из возрастания количества активных зарядовых центров на поверхности подложки вследствие обработки в криогенной среде. Увеличение концентрации активных зарядовых центров приводит к возрастанию значений дисперсности фаз, содержащихся в структуре АПП, что сказывается на прочностных характеристиках углеродных покрытий. Проведение дополнительной криогенной обработки системы „АПП–активированный субстрат“ влияет на внутренние напряжения в структуре покрытий. С учетом того что сами АПП являются метастабильными системами с высокими внутренними напряжениями, находящимися в области 1–2 GPa, дополнительное возрастание значений внутренних напряжений порядка 80–500 GPa может приводить к дисперсионному упрочнению АПП, сказывающемуся на физико-механических характеристиках, модифицированных АПП.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке грантов БРФФИ № T23РНФМ и РНФ 24-49-10014.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Список литературы

- [1] А.И. Гусев. *Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии* (Физматлит, М., 2005)
- [2] Е.В. Овчинников, В.А. Струк, В.А. Губанов. *Тонкие пленки фторсодержащих олигомеров: основы синтеза, свойства и применение* (ГГАУ, Гродно, 2007), 326 с.
- [3] А.В. Рогачев, О.И. Палий, П.Д. Петрашенко. *Тонкие вакуумные полимерные покрытия* (Гомельский политех. ин-т, Гомель, 1988)
- [4] Б.С. Ермаков, В.В. Прудникова, С.А. Вологжанина. *Влияние магнитных превращений на свойства и разрушение аустенитных сталей при криогенных температурах* (СПбТАХИПТ, СПб., 1999)
- [5] Е.В. Овчинников, В.А. Струк, Е.И. Эйсымонт. *Вестник ГрДУ*, **6** (3), 49 (2012).
- [6] Н. Gleiter. *Acta Mater.*, **48**, 1 (2000).
DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00285-2
- [7] M.J. Mayo. *Int. Mater. Rev.*, **41** (1), 85 (1996).
DOI: 10.1179/imr.1996.41.3.85
- [8] Р.А. Андриевский, А.М. Глезер. *Физика металлов и металловедение*, **88** (1), 50 (2000).
- [9] Р.А. Андриевский, А.М. Глезер. *Физика металлов и металловедение*, **89** (1), 91 (2001).
- [10] Е.В. Овчинников, Е.И. Эйсымонт, Н.М. Чекан. *Горная механика и машиностроение*, **3**, 84 (2011).
- [11] В.А. Авраменко, А.В. Флейта, Е.И. Эйсымонт, И.П. Акула, Н.М. Чекан, Е.В. Овчинников. *Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии*, **2** (310), 62 (2015).
- [12] Е.В. Овчинников, Н.М. Чекан, В.А. Струк, Е.И. Эйсымонт, Н.В. Малай. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*, **9**, 58 (2014).
- [13] Е.В. Овчинников, Е.И. Эйсымонт, В.А. Лиопо, Н.М. Чекан, И.П. Акула, П.А. Ховатов. *Вестник Гродненского гос. ун-та им. Янки Купалы. Сер. 6. Техника*, **8** (2), 6 (2018).
- [14] Н.М. Чекан, Е.В. Овчинников, И.П. Акула, Е.И. Эйсымонт. *Горная механика и машиностроение*, **2**, 88 (2019).