

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования «Московский государственный технологический
университет «СТАНКИН»

На правах рукописи



БАРАНОВА НАТАЛЬЯ СЕРГЕЕВНА

**ПОВЫШЕНИЕ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ ОБРАБОТКИ ТОЧЕНИЕМ
ДЕТАЛЕЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПУТЕМ ПРИМЕНЕНИЯ
ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ С ПЕРЕМЕННОЙ ВЕЛИЧИНОЙ
ПЕРИОДА МОДУЛЯЦИИ НАНОСЛОЕВ**

**2.5.5 – Технология и оборудование механической и физико-технической
обработки**

**Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук**

**Научный руководитель:
доктор технических наук, доцент
Верещака Алексей Анатольевич**

Москва – 2024

Содержание

Введение	4
Глава 1. Особенности токарной обработки деталей из титановых сплавов, применение износостойких покрытий для повышения ее производительности	11
1.1 Эксплуатационные свойства и особенности токарной обработки титановых сплавов.....	11
1.2 Применение современных инструментальных материалов и инструментов с модифицирующими покрытиями для токарной обработки деталей из титановых сплавов	35
1.3 Покрытия с нанослойной структурой, как способ дальнейшего повышения режущих свойств инструмента.....	41
1.4 Анализ особенностей метода PVD и выбор методики осаждения покрытий с нанослойной структурой	47
1.4.1 Метод дугового разряда с интегрально холодным испаряемым катодом...	47
1.4.2 Способы повышения качества осаждаемого покрытия	49
1.4.3 Выбор элементного состава покрытия	54
ВЫВОДЫ по Главе 1.....	57
Глава 2. Разработка и апробация износостойких покрытий с переменной величиной периода модуляции нанослоев	60
2.1. Разработка методологии и методики проведения исследований	60
2.1.1. Формулирование рабочих подходов исследования.....	60
2.1.2. План проведения экспериментов	62
2.1.3. Особенности метода осаждения покрытий (система САА-PVD)	64
2.1.4. Условия осаждения покрытий и формирования нанослойной структуры..	69
2.2. Исследование функциональных свойств покрытий Ti-TiN-(Ti,Al,Cr)N с переменной величиной периода модуляции и режущих свойств инструментов с такими покрытиями	72
2.2.1. Механические свойства, морфология поверхности и структура покрытий	74
2.2.2. Износостойкость инструмента с покрытиями и характер разрушения покрытий при точении стали 45	83
2.2.3. Особенности текстуры покрытий и ее влияние на эксплуатационные свойства.....	95
ВЫВОДЫ по Главе 2	101

Глава 3. Повышение производительности обработки точением деталей из титанового сплава путем применения износостойких покрытий с переменной величиной периода модуляции нанослоев ...	103
3.1. Исследование механических свойств покрытий серии V2 и режущих свойств инструментов с данными покрытиями при точении заготовок из титанового сплава VT6	103
3.1.1. Исследование твердости, модуля упругости, внутренней структуры и износостойкости при тесте «индентор по диску», зависимость величины периода модуляции от частоты вращения стола	103
3.1.2. Исследование износостойкости инструментов с покрытиями при точении заготовок из титанового сплава VT6 при скорости резания 50, 75 и 100 м/мин	112
3.2. Исследования характера изнашивания инструмента с исследуемыми покрытиями при точении заготовок из титанового сплава VT6. Определение областей для углубленных исследований.	114
3.3. Исследования характера изнашивания покрытий с переменной величиной периода модуляции нанослоев, окислительных и диффузионных процессов при точении заготовок из титанового сплава VT6	124
3.4. Апробация полученных результатов в условиях реальной производственной деятельности	147
ВЫВОДЫ по Главе 3	152
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	154
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	157
ПРИЛОЖЕНИЕ А. Акты внедрения	183

Введение

Актуальность работы. Развитие современных технологий предопределяет необходимость дальнейшего повышения производительности обработки материалов. Несмотря на развитие аддитивных технологий обработка резанием остается ключевой технологической операцией обработки металлов. При том, что титановые сплавы обладают рядом полезных свойств и широко применяются для изготовления ответственных деталей в различных областях промышленности, их обработка сопряжена с рядом проблем, что сдерживает более широкое применение данного материала. Такие свойства титана и его сплавов, как низкая плотность в сочетании с низкой теплопроводностью, оказывают существенное влияние на процесс обработки этих материалов, затрудняя процесс резания. Указанные особенности ведут к повышенному износу режущего инструмента, вынуждая использовать низкие скорости резания, что снижает общую производительность процесса резания и эффективность производства в целом. Применение износостойких покрытий является одним из важных ресурсов повышения режущих свойств инструмента. В свою очередь, сами покрытия находятся в процессе непрерывного развития, основными направлениями которого являются оптимизация элементного состава и управление архитектурой. В ряде работ было показано, что покрытия с идентичным элементным составом, но разными параметрами архитектуры демонстрируют существенно отличающиеся свойства. В частности, покрытия с нанослойной структурой обладают лучшими барьерными свойствами по отношению к окислительным и диффузионным процессам, большей твердостью и трещиностойкостью по сравнению с монокристаллическими покрытиями аналогичного состава. Одним из ключевых параметров архитектуры покрытий является величина периода модуляции λ и обусловленные ей толщины нанослоев. Рационально подобранные значения данных параметров позволяют обеспечить

дополнительное повышение свойств инструмента с покрытием. Величина λ оказывает существенное влияние на износостойкость и трибологические свойства, величину остаточных напряжений и стойкость к окислению и, в итоге, на процесс изнашивания инструмента: при меньших значениях λ доминируют адгезионно-усталостные процессы, а при больших – окислительные процессы. При малых значениях λ наблюдаются свойственные для наноструктур изменения в механизме пластической деформации покрытий.

Степень разработанности. Весомый вклад в разработку вопросов теории и практического применения режущего инструмента с покрытием и создание теории его проектирования внесли такие исследователи, как Верещака А.С., Григорьев С.Н., Табаков В.П., Верещака А.А., Vetter J., Кабалдин Ю.Г., Klocke F., Fox-Rabinovich G.S., Boxman R., Goldsmith S., Kumar C.S., Bouzakis K.-D., Yamamoto K., Veldhuis S.C., Kovalev A.I., Beake V.D., Verpek S., и другие. В работах данных исследователей изучены и систематизированы вопросы применения инструмента с покрытиями для различных условий обработки. В результате анализа работ по данной тематике можно сделать вывод о том, что вопросы дальнейшего повышения свойств режущего инструмента за счет использования износостойких покрытий с рациональной структурой и элементным составом является актуальными и значимыми для современной науки и практики. При том, что данный вопрос был всесторонне исследован ведущими специалистами и международными научными центрами, появление нового оборудования и методов исследования, а также новых вызовов в области резания металлов ставит задачи, которые пока не имеют эффективного решения. В частности, влияние параметров и характеристик нанослойной структуры на режущие свойства инструментов исследовано лишь на начальной стадии, практически отсутствуют работы, рассматривающие свойства покрытий с изменяющейся величиной периода модуляции.

Целью настоящей работы является повышение производительности обработки точением деталей из титанового сплава путем разработки и применения износостойких покрытий с переменной величиной периода модуляции нанослоев.

Для достижения поставленной цели работы необходимо решить следующие *задачи*:

1. Установить функциональные связи между скоростью вращения поворотного стола в процессе осаждения и параметрами наноструктуры покрытий различного состава.

2. Исследовать зависимость эксплуатационных свойств покрытия (прочность адгезионной связи с субстратом, микротвердость, модуль упругости и др.) от параметров его нанослойной структуры, определить характер изменения периода модуляции, обеспечивающий наилучшие эксплуатационные свойства покрытия.

3. С целью предварительного изучения работоспособности покрытий с изменяющейся величиной периода модуляции исследовать влияние характера изменения нанослойной структуры (периода модуляции) покрытия на режущие свойства, характер изнашивания инструмента и механизм разрушения покрытий при точении стали 45.

4. Исследовать влияние характера изменения нанослойной структуры (периода модуляции) покрытия на режущие свойства и характер изнашивания инструмента при точении титанового сплава с различными скоростями резания.

5. На основе установленных закономерностей разработать покрытие с рационально подобранным характером изменения параметров наноструктуры (периода модуляции), обеспечивающее повышение скорости резания при сохранении периода стойкости режущего инструмента и, таким образом, позволяющее повысить производительность токарной обработки титанового сплава.

Объектом исследований являются многослойные наноструктурированные износостойкие покрытия с изменяющейся величиной периода модуляции, применяемые для повышения износостойкости твердосплавного режущего инструмента

Предметом исследования являются процессы формирования нанослойной структуры покрытия, закономерности взаимосвязи характера изменения периода модуляции нанослойной структуры с эксплуатационными свойствами покрытий и износостойкостью твердосплавных режущих инструментов при точении заготовок из титановых сплавов.

Научная новизна работы заключается в:

- предложены и обоснованы параметры наноструктуры покрытия (величина периода модуляции и характер его изменения), позволяющие повысить производительность процесса резания за счет повышения скорости резания при точении титановых сплавов при сохранении периода стойкости режущего инструмента;
- установлены функциональные связи между скоростью вращения поворотного стола вакуумно-дуговой установки при нанесении покрытия и величиной периода модуляции (параметром наноструктуры) покрытий различного состава;
- выявлены закономерности влияния характера изменения периода модуляции наноструктурированных покрытий на механизм разрушения (изнашивания) этих покрытий.

Теоретическая значимость работы. На основе проведенных исследований установлены функциональные связи между скоростью вращения поворотного стола вакуумно-дуговой установки при нанесении покрытия и величиной периода модуляции (параметром наноструктуры) покрытий различного состава, описан механизм разрушения (изнашивания)

наноструктурированных покрытий с различным характером изменения периода модуляции наноструктуры покрытий.

Практическую значимость имеют следующие разработки:

1. Разработанная архитектура износостойких покрытий с переменной величиной периода модуляции нанослоев, способ и режимы получения данной архитектуры.

2. Рекомендации для выбора параметров наноструктуры покрытий, обеспечивающие повышение износостойкости твердосплавного инструмента и производительности процесса точения титановых сплавов.

Опытно-промышленные испытания, проведенные в производственных условиях, подтвердили высокую работоспособность твердосплавных инструментов с разработанными покрытиями. Результаты исследований приняты к внедрению в ООО «Нацпромальянс» и ООО «Промобработка».

Методы исследования. Работа выполнена на основе использования положений теории резания материалов, материаловедения и методов статистического анализа результатов экспериментальных исследований. Изучение механизмов влияния характера изменения величины периода модуляции нанослоев покрытий на свойства системы «инструментальный материал – покрытие – обрабатываемый материал» выполняли на основе современных методов металлографического и металлофизического анализов с использованием методик вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС), энерго-дисперсионной спектрометрии (ЭДС), электронно-сканирующей (СЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) микроскопии, включая построение электронограмм и исследование элементного состава слоев покрытий.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Рационально подобранные параметры наноструктуры покрытия (величина периода модуляции и характер его изменения), позволяющие повысить производительность процесса резания за счет повышения скорости

резания при точении титановых сплавов при сохранении периода стойкости режущего инструмента.

2. Установленные функциональные связи между скоростью вращения поворотного стола вакуумно-дуговой установки при нанесении покрытия и величиной периода модуляции (параметром наноструктуры) покрытий различного состава.

Степень достоверности полученных результатов. Достоверность выводов и положений диссертационной работы подтверждается достаточным количеством непротиворечивых и повторяемых результатов экспериментальных исследований, полученных с использованием современного оборудования и аттестованных методик, а также применением статистических методов обработки полученных данных.

Апробация результатов работы. Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации на проведение научных исследований в рамках государственного задания (проект № FSFS-2023-0003). Основные положения диссертационной работы были доложены на Международной научно-практической заочной конференции «Инновационные технологии в машиностроении» (Ульяновский государственный технический университет, г. Ульяновск, Россия, 2024 год), Школе молодых ученых «Адаптивные материалы и покрытия для высокотехнологичных отраслей промышленности» (МГТУ «СТАНКИН», Москва, Россия, 2023 год), на кафедре цифровых и аддитивных технологий РТУ МИРЭА и кафедре «Высокоэффективные технологии обработки» МГТУ «СТАНКИН».

Соответствие диссертации паспорту научной специальности. Диссертационная работа представляет собой научное обоснование новых технических решений, совершенствующих средства реализации процессов формообразования тел на этапе изготовления, за счет изучения связей физико-

технических процессов, протекающих при удалении части объема материала и повышающих надежность и работоспособность средств реализации. По теме и содержанию материалов диссертационная работа соответствует научной специальности 2.5.5 – «Технология и оборудование механической и физико-технической обработки» в части п. 2 и п. 3 раздела «Области исследований» её паспорта.

Публикации. Основные теоретические и практические результаты диссертации опубликованы в 11 печатных работах, в том числе 5 статей в изданиях из перечня ВАК, 4 статьях в изданиях из базы цитирований Scopus и Web of Science.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, трех глав, заключения, списка литературы и приложений. Объем работы: основной текст содержит 184 страницы, включая 63 рисунка и 7 таблиц; список литературы включает 223 наименования.

Глава 1. Особенности токарной обработки деталей из титановых сплавов, применение износостойких покрытий для повышения ее производительности

1.1 Эксплуатационные свойства и особенности токарной обработки титановых сплавов

Благодаря уникальному сочетанию свойств титан и сплавы на его основе находят все более широкое применение в современном производстве. В табл. 1.1 представлены значения некоторых ключевых параметров титана.

Таблица 1.1. Основные свойства титана [1]

Плотность, г/см ³	Атомный вес	Температура плавления	Температура кипения	Радиус атома, пм	Электроотрицательность (шкала Полинга)	Теплопроводность, (300 К) Вт/(м·К)
4,51	47,88	1668 °С	3260°С	147	1,54	21,9

При нормальном давлении титан может существовать в двух кристаллических модификациях:

- α (с гексагональной плотноупакованной решёткой, пространственная группа $S6mcs$) и
- β (с кубической объёмно-центрированной решеткой, пространственная группа $Im3m$).

Чистый титан претерпевает аллотропное превращение при температуре 882,5 °С [2], переходя из плотноупакованной гексагональной (ГПУ, срh) α -фазы в кубическую объёмно-центрированную (ОЦК, всс) β -фазу. Температура превращения сильно зависит от добавления в титановый сплав различных элементов. В частности, Al, O, N и C вызывают повышение температуры превращения (или альфа-стабилизаторы). При этом Mo, V, Nb,

Cu и Si вызывают понижение температуры превращения (бета-стабилизаторы). Другие элементы, например, Sn и Zr, оказывают незначительное влияние на температуру превращения и известны как (нейтральные элементы). Титановые сплавы подразделяются на четыре основные группы:

- Нелегированный титан. Обладает превосходной коррозионной стойкостью, но низкими прочностными свойствами. Повышение прочности может быть достигнуто путем добавления небольших количеств O и Fe;
- Альфа-сплавы содержат альфа-стабилизаторы и обладают отличным сопротивлением ползучести;
- Псевдо-альфа-сплавы – это альфа-сплавы, которые содержат ограниченное количество бета-стабилизаторов, но ведут себя больше как обычные альфа-сплавы;
- Альфа-бета-сплавы. Эта группа при комнатной температуре представляет собой смесь фаз α и β и содержит добавки как альфа-, так и бета-стабилизаторов. Эта группа сплавов является самой широко применяемой, а сплав Ti-6Al-4V (российский аналог ВТ6) является ее наиболее распространенным представителем;
- Бета-сплавы. Эта группа содержит значительные количества бета-стабилизаторов и характеризуется высокой прокаливаемостью, но также и более высокой плотностью.

В табл. 1.2 приведено сравнение основных свойств титана, а также других металлов, которые используются в качестве конструкционных материалов. Титан имеет высокую твердость при относительно низкой плотности, что позволяет эффективно применять его для обеспечения достаточно высокой твердости и прочности конструкции при ее небольшом весе. Также видно, что титан имеет самую низкую среди рассматриваемых материалов теплопроводность, что обуславливает сложность его механической обработки.

Как и любой конструкционный материал, титановые сплавы обладают как рядом очевидных преимуществ, так и определенными недостатками, сдерживающими их более широкое применение.

Таблица 1.2. Сравнение теплопроводности металлов, наиболее часто используемых в качестве конструкционных материалов [1–5]

Металл	Теплопроводность, (300 К) Вт/(м·К)	Плотность, г/см ³	Модуль упругости, ГПа	Твердость по Бринеллю, НВ
Титан	21,9	4,51	146	75
Железо	80,4	7,87	190	120 (сталь – до 700)
Никель	90,9	8,90	196	180
Хром	93,9	7,19	294	1060
Молибден	138,0	10,22	285	125
Магний	156,0	1,74	45	26
Алюминий	237,0	2,69	70	20
Медь	401,0	8,92	119	35

К преимуществам титановых сплавов, как конструкционных материалов, можно отнести:

- малую плотность и удельный вес, что позволяет снижать массу деталей и изделий;
- высокую прочность, сохраняющуюся при температурах до 500 °С;
- хорошую стойкость к коррозии и воздействию агрессивных сред, что обусловлено самопроизвольным формированием на поверхности титана плотной защитной оксидной пленки TiO₂;

- высокую удельную прочность (соотношение прочности и плотности), которая для титановых сплавов может достигать 30–35 м²/с². По данному показателю титановые сплавы в два и более раз превосходят легированные стали [5].

Обладая рядом преимуществ, титановые сплавы имеют также ряд недостатков, проявляющихся как при изготовлении деталей, так и при их эксплуатации.

С точки зрения изготовления деталей из титановых сплавов различными методами стоит отметить следующие существенные проблемы:

- достаточно высокая стоимость титана по сравнению с большинством других конструкционных материалов (в частности, большинства сталей, а также алюминия, меди или магния);

- титан является весьма активным элементом, в условиях, когда оксидная пленка не выполняет защитных функций или не формируется (например, при высоких температурах, в расплавленном состоянии), титан активно реагирует с газами, содержащимися в атмосфере (кислород, азот, водород), в связи с чем плавка или сварка титана возможна только в вакууме или атмосфере инертных газов;

- высокая прочность титана сохраняется и при высоких температурах в зоне резания, что препятствует пластической деформации, необходимой для образования стружки;

- стружка, формируемая при резании титановых сплавов, очень тонкая, и, следовательно, имеет место аномально малая площадь контакта с инструментом (одна треть от площади контакта при точении стали при той же скорости подачи и глубине резания [6]). Это вызывает высокие напряжения на передней поверхности инструмента, хотя измерение сил резания показывает, что они в целом аналогичны силам резания при точении стали [7], и, следовательно, потребление энергии при обработке примерно такое же;

- имеет место сильная химическая активность титана при температуре резания (> 500 °C), титан при данных условиях может вступать в химическое взаимодействие практически со всеми существующими инструментальными материалами;

- за счет высокой химической активности в процессе резания с использованием смазочно-охлаждающих сред титан может химически взаимодействовать с компонентами таких сред;

- процесс «адиабатического» или катастрофического термопластического сдвига, при котором образуется титановая стружка. Низкая объемная удельная теплоемкость титана и относительно небольшая площадь контакта в сочетании с наличием очень малой зоны контакта между стружкой и инструментом (примерно 8 мкм по сравнению с 50 мкм при резании железа при тех же условиях резания) вызывают существенный нагрев режущей кромки инструмента, достигающий температуры 1100 °C [6, 8, 9];

- несмотря на то, что нарост на кромке, как утверждается в ряде работ, не возникает, некоторые авторы подтвердили его присутствие при низких скоростях резания, и это может привести к снижению качества поверхности при некоторых операциях [10, 11];

- относительно низкий модуль упругости (см. табл. 1.2), что может вызвать проблемы с вибрацией, прогибом и трением при точении [2, 10, 11, 12];

- сложности переработки отходов производства титана;

- высокая адгезия титана по отношению к металлорежущему инструменту;

- склонность титановых сплавов к водородной хрупкости (снижению пластичности за счет поглощения водорода);

- необходимо проявлять осторожность, поскольку титан склонен к возгоранию во время обработки из-за высоких температур;

- титан имеет высокую степень упрочнения при обработке, хотя в работах [10, 13] сообщили, что титан упрочняется при обработке в меньшей степени, чем сталь;
- за счет низкой теплопроводности титана затруднен отвод тепла из зоны резания, за счет чего приходится использовать достаточно низкую скорость резания для предотвращения перегрева зоны резания.

Хотя удельная теплоемкость титана выше, чем у стали, его объемная удельная теплоемкость ниже из-за его гораздо меньшей плотности. Общее увеличение уровней прочности, связанное с увеличением содержания сплава и увеличением β -фазы, приводит к ухудшению и без того низких характеристик обрабатываемости [7].

Таким образом, титан и его сплавы можно отнести к числу труднообрабатываемых материалов. При этом практически все детали из титановых сплавов подвергаются интенсивной механической обработке, которая является одним из наиболее дорогостоящих этапов сложного производственного цикла. Это в первую очередь связано с тем, что около 95 % исходного материала удаляется в виде стружки [14]. Нелегированные марки, α - и псевдо- α -сплавы в основном используются в случаях, когда необходима высокая стойкость к коррозии и в криогенной аппаратуре. $(\alpha + \beta)$ -сплавы в основном используются для изделий, требующих высокой прочности, а β -сплавы – там, где требуются такие свойства, как закаливаемость, хорошая ковкость и возможность холодной штамповки.

Сплав $\alpha+\beta$ ВТ6 (также обозначается, как Ti-6Al-4V) является наиболее распространенным титановым сплавом, используемым в настоящее время. Данный сплав составляет около 40–45 % от общего объема производимых в мире титановых сплавов [15]. Нелегированные марки титана составляют около 30 % от всего объема выпуска. Все остальные сплавы составляют 25 % [16].

Еще в 1955 году Siekmann [2] предсказал, что «обработка титана и его сплавов всегда будет проблемой, независимо от того, какие методы

используются для обработки данного материала», а впоследствии Komanduri и Reed [17] отметили, что «это по-прежнему верно в отношении всех материалов режущих инструментов». Плохая обрабатываемость титана заставила многие крупные компании (например, Rolls-Royce и General Electric) вкладывать большие суммы денег в разработку методов минимизации затрат на обработку. Аналогичным образом производители инструментов разрабатывают новые инструментальные материалы (включая материалы с покрытиями), которые могли бы продлить срок службы инструмента при обработке титановых сплавов [18, 19].

В зависимости от температуры в зоне резания меняется степень влияния различных механизмов изнашивания на общий износ режущего инструмента. При повышении скорости резания увеличивается температура в зоне резания, а, следовательно, доминирующими механизмы изнашивания становятся диффузионный и окислительный при заметном снижении роли адгезионного износа (рисунок 1.1) [20, 21].

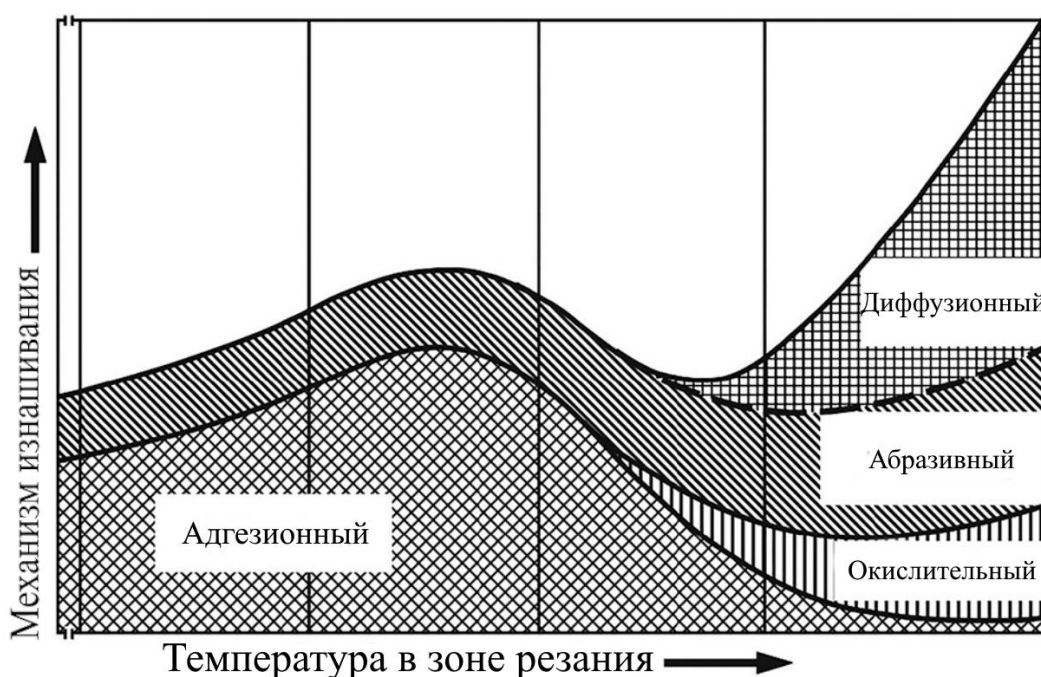


Рисунок 1.1. Зависимость доминирования механизмов изнашивания режущего инструмента от температуры в зоне резания [21]

Обработка титановых сплавов характеризуется высокой адгезией между контактирующими поверхностями инструмента и обрабатываемой заготовкой, образованием абразивных карбидов титана и концентрацией нагрузки на небольшом участке передней поверхности инструмента (в отличие от обработки стальных сплавов). Эти факторы приводят к ускоренному износу и разрушению режущего инструмента при обработке титановых сплавов.

Исходя из вышеизложенного упрочнение поверхности титана при высокотемпературной обработке существенно усложняет процесс резания и ускоряет износ режущей кромки инструмента. Это является еще одной причиной отнесения титановых сплавов к группе труднообрабатываемых материалов.

Производители инструментов в настоящее время рекомендуют покупателям главным образом инструмент из твердого сплава WC–6%Co без покрытия для обработки всех титановых сплавов. Как правило такой выбор не зависит от фазовой морфологии или элементного состава материала заготовки. Однако общеизвестно, что метастабильные β -сплавы сложнее обрабатывать, чем α -сплавы, как в отношении износа инструмента, так и качества поверхности заготовки [22]. Использование инструментов из твердого сплава на основе карбида вольфрама при обработке титановых сплавов сопряжено с воздействием ряда факторов, негативно влияющих на их стойкость и, соответственно, снижающих производительность процесса.

Несмотря на это, проведенные исследования показывают, что среди различных механизмов износа инструмента доминирующим остается диффузионный износ. Именно он в значительной степени определяет формирование лунки на передней поверхности режущего инструмента при точении титановых сплавов.

Таким образом, хотя инструменты из твердого сплава подвергаются комплексному воздействию различных факторов изнашивания в процессе

обработки титана, диффузионный износ сохраняет ведущую роль в ограничении стойкости режущего инструмента и производительности обработки [23–26]. Механизм диффузионного износа описан, в частности, в работах Лоладзе [27, 28], а также Hartung и Kramer [29], согласно которым статический слой TiC образуется на границе раздела «инструментальный материал–стружка» и легко насыщается элементами инструментального материала и заготовки, ограничивая дальнейшую диффузию в инструментальный материал. Диффузия фазы кобальтовой связки инструмента также приводит к выкрашиванию и смещению зерен WC [30].

При этом было установлено, что при точении заготовок из титановых сплавов твердосплавным режущим инструментом без покрытия часто не наблюдается формирование лунки износа на передней поверхности. При этом наблюдался опускание режущей кромки – «завал» [31]. Наблюдается также фрагментарное выкрашивание режущей кромки, причем в областях выкрашивания износ заметно интенсифицируется. В других работах отмечается формирование лунки износа на передней поверхности. В зависимости от условий резания такая лунка может быть явно выраженной или менее заметной [15, 32]. На передней поверхности инструмента при точении заготовок из титановых сплавов развитие износа может характеризоваться

- формированием,
- ростом, ведущим к разрушению перемычки между лункой и режущей кромкой, формированию областей локального разрушения режущей кромки и, наконец,
- выкрашиванию режущей кромки по наружному контуру лунки изнашивания, что, в свою очередь, ведет к образованию отрицательного переднего угла в зоне резания [32].

Было установлено, что присутствие TiC в составе твердого сплава вызывает повышенное диффузионное изнашивание, при этом диффузия

становится преобладающим механизмом износа на инструментах, содержащих более одного карбидообразующего элемента [33].

Рассмотрим подробнее характер диффузионных процессов при точении заготовок из титановых сплавов. Результаты исследований показали, что состав интерфейса «инструмент–стружка» гораздо сложнее, чем только формирующийся TiC и потеря связующего кобальта, но отмечен также ряд потенциальных фаз, образующихся в зависимости от состава инструментального и обрабатываемого материалов, а также от температуры в зоне резания [34, 35]. Особый интерес представляет то, что η -фазы $M_{12}C$ и M_6C по своей природе хрупкие, а их разрушение приводит к потере защитного слоя TiC из-за вырыва и захвата фрагментов потоком стружки. Для повышения обрабатываемости разработчики инструментов стремятся сопоставить титановые сплавы с различными химическими составами соответствующему составу и структуре инструментов и покрытий, чтобы способствовать формированию благоприятных стабильных фаз на границе раздела. С этой целью проводятся экспериментальные исследования при точении, но эта практика является как трудоемкой, так и дорогостоящей [26]. Результаты исследований показали, что эффективным подходом для прогнозирования совместимости инструментального и обрабатываемого материалов при обработке титановых сплавов являются испытания диффузионной пары [34, 35]. Простые изменения в составе титанового сплава, например, увеличение содержания Mo, приводят к значительным изменениям в протекании реакций на границе раздела «инструмент–заготовка» (например, формирование TiC).

На рисунок 1.2 показаны интерфейсы диффузионных пар твердого сплава WC–6%Co, с одной стороны, и титановых сплавов Ti-54M (рисунок 1.2, а) и Ti-6246 (рисунок 1.2, б), с другой стороны. Большое содержание Mo в последнем сплаве обуславливало его низкое диффузионное связывание в паре с материалом режущего инструмента.

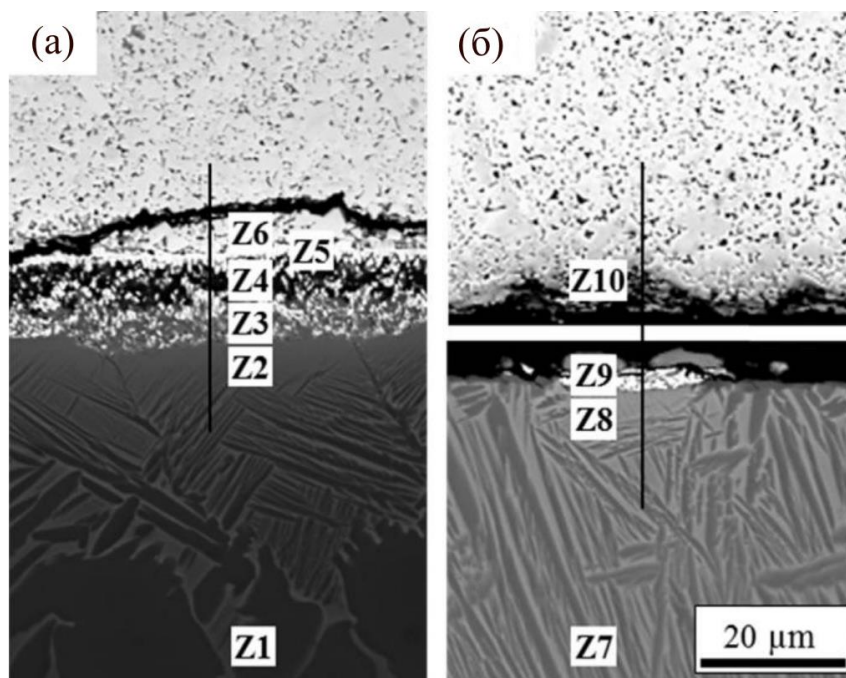
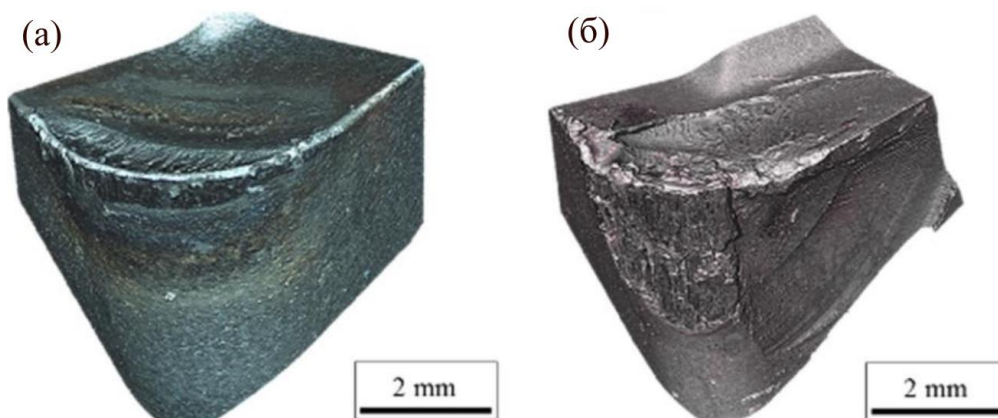


Рисунок 1.2. Микрофотографии интерфейса между парами:
 а – Ti-54M и WC-6%Co, где произошло диффузионное связывание;
 б – Ti-6246 и WC-6%Co, где связывание не произошло [35]

Результаты экспериментов с диффузионной парой затем верифицировались при проведении точения заготовок из аналогичных титановых сплавов. На рисунок 1.3 показано, что имеет место более сильный износ инструмента при точении заготовки из сплава Ti54M (рисунок 1.3, а, в) по сравнению с Ti-6246 (рисунок 1.3, б, г).



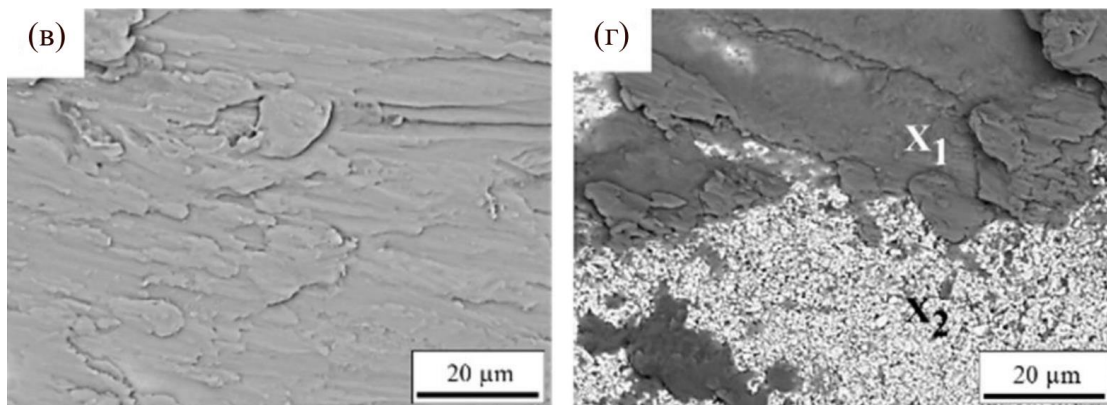


Рисунок 1.3. Исследование характера изнашивания инструментов при точении заготовок из титановых сплавов Ti-54M (а) и Ti-6246 (б). Микрофотографии передней поверхности инструментов, изношенных в результате точения заготовок из титановых сплавов Ti-54M (в) и Ti-6246 (г) [35]

Имеется ряд исследований обрабатываемости титанового сплава, проведенных с помощью метода диффузионной пары. Не все результаты таких исследований были верифицированы путем проведения экспериментов по резанию материала [36, 37], в других случаях не был проведен необходимый микроструктурный анализ [38]. Odelros и др. [39] пришли к выводу, что формирование лунки на передней поверхности было основным механизмом износа, наблюдаемым при обработке заготовок из титанового сплава Ti-64. Аналогичным образом, используя подход предложенный в работах [34, 35], Ramirez и др. [40] исследовали механизмы диффузионного износа инструментов из WC–10%Co во время сухого точения заготовок из титанового сплава Ti-54M. Было установлено, что в зоне вторичной деформации область пластического контакта возникает из-за постоянного фрикционного напряжения, в то время как область скольжения возникает из-за постоянного коэффициента трения [41]. Во время точения по внешнему диаметру области пластического контакта и область скольжения одновременно присутствуют на передней поверхности режущей пластины. Степень диффузии регулируется температурой контакта и скоростью потока материала в области

пластического контакта [24]. Проводилось сравнительное испытание режущих свойств инструментов и характера их изнашивания при точении титановых сплавов различного состава [15]. Исследуемые марки сплавов и их состав представлены в табл. 1.3.

Таблица 1.3. Исследуемые марки сплавов и их состав [15] (титан – основной элемент сплава)

Сплав	Mo	V	Fe	Cr	Al	Sn	Zr	Si	C	O
CP-Ti	0	0	0.3	0	0	0	0	0	0.08	0.25
Ti-834	0.5	0	0.05	0	5.8	4	3.5	0.35	0.06	0.15
Ti-407	0	3.9	0.25	0	0.85	0	0	0	0	0.20
Ti-64	0	4	0.4	0	6	0	0	0	0.08	0.20
Ti-54M	0.8	4	0.5	0	5	0	0	0	0	0.20
Ti-575	0	7.7	0.25	0	5.3	0	0	0.5	0.01	0.20
Ti-6246	6	0	0.15	0	6	2	4	0	0	0.15
Ti-2Al	0	0	0.2	0	2	0	0	0	0.08	0.30
Ti-4Al	0	0	0.2	0	4	0	0	0	0.08	0.30
Ti-6Al	0	0	0.2	0	6	0	0	0	0.08	0.30
Ti-5Mo	5	0	0	0	0	0	0	0	0	0.15
Ti-10Mo	10	0	0	0	0	0	0	0	0	0.15
Ti-15Mo	15	0	0	0	0	0	0	0	0	0.15
Ti-5Cr	0	0	0	5	0	0	0	0	0	0.15
Ti-10Cr	0	0	0	10	0	0	0	0	0	0.15
Ti-15Cr	0	0	0	15	0	0	0	0	0	0.15
Ti-5V	0	5	0	0	0	0	0	0	0	0.15
Ti-15V	0	15	0	0	0	0	0	0	0	0.15

Было установлено, что все исследуемые титановые сплавы образовали диффузионную связь с твердосплавной пластиной, за исключением сплава Ti-6246. На рисунок 1.4 показаны соответствующие микрофотографии интерфейсного слоя между всеми связанными диффузионными парами. Вся передняя поверхность инструмента, которая контактировала с титановым сплавом, образовала диффузионную связь. Энергодисперсионная рентгеновская спектроскопия (X-EDS) показывает, что интерфейсный слой в основном состоит из TiC. Обнаруженный реакционный слой TiC также был

экспериментально подтвержден в других исследованиях [34, 35, 39–41]. В поверхностных слоях инструментального материала η-фазы $M_{12}C$ (Co_6W_6C) и M_6C ($Co_3W_3C_y$, W_2C) присутствуют в области обедненного углеродом слоя. Именно здесь происходит охрупчивание инструмента, которое может привести к его разрушению. Kaplan и др. [42] показали, что при обезуглероживании WC на границе WC и связанного слоя обрабатываемого материала образуется «бахромчатая» структура $bcc-W$. Данный слой является результатом химического износа на границе инструмента и связанного слоя [39, 42]. Высвобождаемый C реагирует с Ti и V с образованием $(Ti,V)C$. Затем «бахромчатая» структура изнашивается в результате абразивного и/или адгезионного воздействия и впоследствии внедряется в связанный слой обрабатываемого материала.

Была выявлена тенденция, когда толщина слоя TiC уменьшается с увеличением β-стабильности сплава при комнатной температуре. Эта тенденция в конечном итоге приводит к незначительному образованию TiC для сплава Ti-6246 и отсутствию результирующей связи с твердосплавной пластиной. Было показано [35], что сплавы с высоким содержанием Mo формируют только незначительное количество TiC на границе раздела «инструмент-стружка» (сплав Ti-6246 содержит 6 мас.% Mo). Предполагается, что это происходит в связи с воздействием Mo и сохранением защитного оксидного слоя, который сильно влияет на концентрацию углерода на границе раздела «инструмент-стружка». Это явление также наблюдалось при проведении электрохимических экспериментов [43–45], а также успешно моделировалось с использованием метода конечных разностей [46].

Было установлено, что сплавы Ti-2Al и Ti-4Al образовали диффузионную связь с инструментом; однако сплавы Ti-6Al и Ti-6246 такой связи не образовали. Поверхность WC выглядит намного более шероховатой, чем поверхность титанового сплава.

Повышение β - стабильности при комнатной температуре 

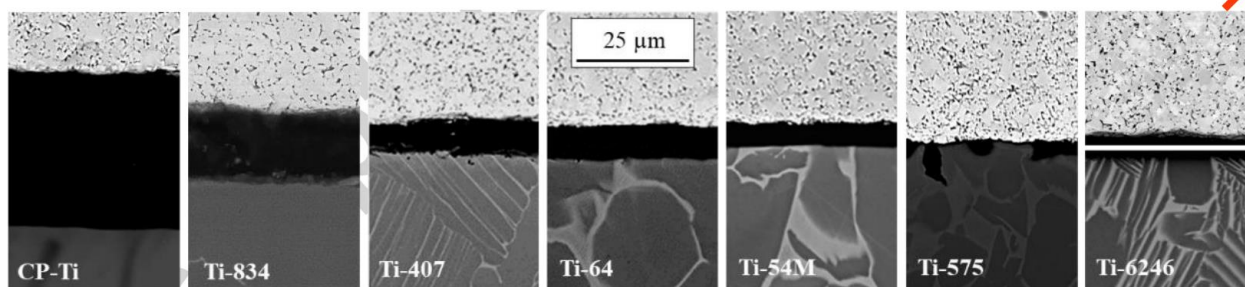


Рисунок 1.4. Микрофотографии интерфейса реакционного слоя TiC между рабочей поверхностью твердосплавной пластины WC–6%Co и титановыми сплавами CP-Ti; Ti-834; Ti-407; Ti-64; Ti-54M и Ti-575 [15]

Это происходит из-за потери связующего вещества Co из твердосплавного субстрата, что приводит к охрупчиванию поверхностных слоев. Имеет место последующий вырыв зерен WC, в результате увеличивается результирующая шероховатость поверхности [35]. По мере увеличения концентрации Al количество TiC, наблюдаемое в области интерфейса, уменьшается. Это в итоге приводит к утрате диффузионной связи между обрабатываемым материалом Ti-6Al и твердосплавным инструментом. Из фазовых диаграмм Ti-Al-O [47] хорошо известно, что комбинированное влияние как Al, так и содержания кислорода (приблизительно 0,3 мас.%) приводит к повышению температуры перехода α в $\alpha+\beta$ и расширению двухфазной области $\alpha+\beta$ [48, 49]. В изоляции при концентрациях 2 и 4 мас.% Al система остается в двухфазной области (при 1000 °C), причем β является доминирующей фазой. Однако при 6 мас.% Al химическое состояние близко к температуре перехода α в $\alpha+\beta$, а α является доминирующей фазой при 1000 °C. Следовательно, скорость диффузии в сплавах Ti-2Al и Ti-4Al, которые реагируют с инструментальным материалом с образованием TiC, на три порядка выше, чем у сплава Ti-6Al, который не вступает в реакцию с инструментальным материалом. Коэффициент диффузии углерода в α -Ti ниже, чем в β -Ti [50], поэтому будет ограничиваться проникновение углерода

путем диффузии из инструментального материала в сплав Ti-Al. Следовательно, склонность к диффузионному взаимодействию по мере увеличения содержания Al увеличивается.

На рисунок 1.5, а–в показаны интерфейсы между поверхностью твердосплавной пластины WC–6%Co и бинарными сплавами Ti-Mo. Сплавы Ti-5Mo и Ti-10Mo образовали связь с инструментальным материалом, однако у сплава Ti-15Mo этого не наблюдается. Как было установлено при исследовании диффузионной пары «твердый сплав – титановый сплав Ti-6246», увеличение содержания Mo оказывает неблагоприятное влияние на образование TiC в интерфейсе между поверхностью инструмента и титановым сплавом. Исследования показали [43–45], что при легировании титана молибденом материал способен сохранять прочную оксидную пленку, которая служит защитным слоем от образования карбида. Чем выше количество Mo, тем более термодинамически стабильной становится пассивная оксидная пленка. К. Fox [46] исследовал титановый сплав TIMETAL 21S, который содержит 15 мас.% Mo, и пришел к выводу, что скорости роста реакционного слоя TiC значительно снижаются для титановых сплавов, имеющих высокое содержание Mo. Эти результаты согласуются с работой Т. Nishimura [44] и Tomashov и др. [43], в которых было установлено, что данное явление связано с тем, что внедрение Mo сохраняет пассивный оксидный слой. Исследовалось также влияние Cr на образование TiC на границе раздела «инструментальный материал – обрабатываемый материал» [15]. На рисунок 1.5, г–е показана структура интерфейсов между твердосплавной пластиной WC–6%Co и бинарными сплавами Ti-Cr. Сплав Ti-5Cr образовал связь с инструментом, однако сплавы Ti-10Cr и Ti-15Cr такой связи не сформировали. Cr является сильным карбидообразователем и, следовательно, вызывает разделение в реакционной матрице, что изменяет концентрацию углерода на границе раздела и, в итоге, интенсивность образования TiC. Кроме того, подобно Mo,

Cr легко образует оксид Cr_2O_3 , что еще больше подавляет образование TiC на границе раздела.

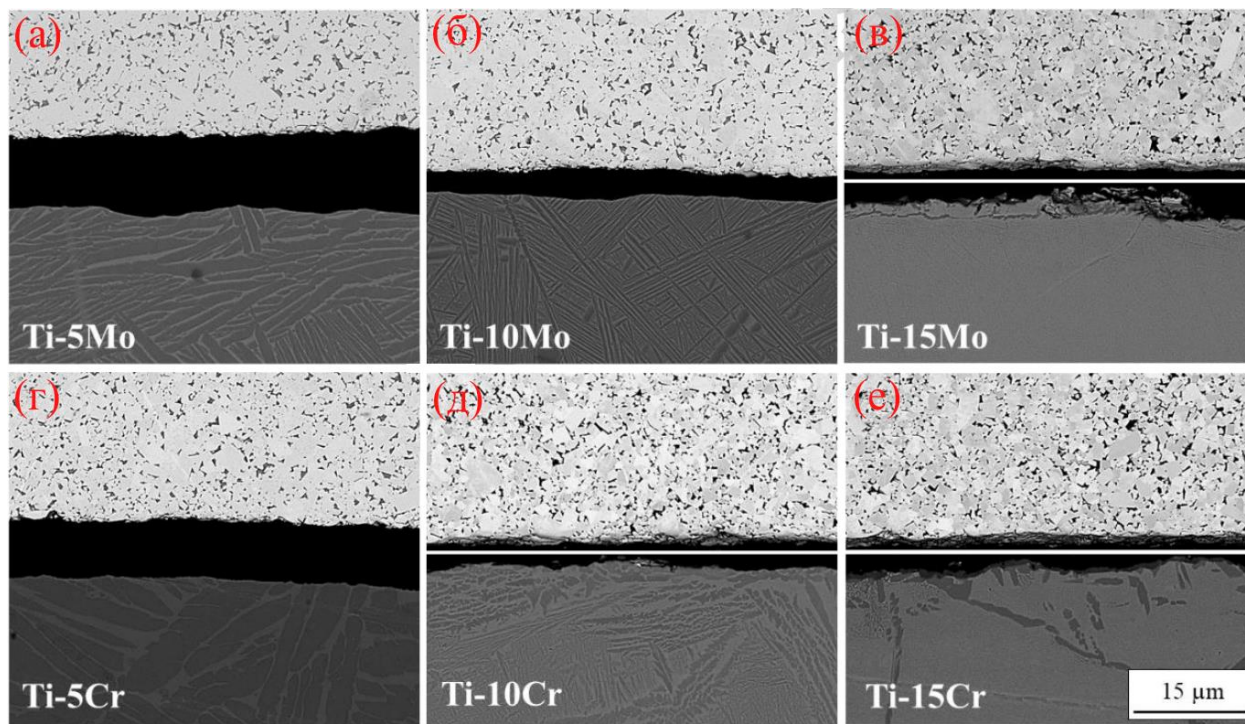


Рисунок 1.5. Микрофотографии интерфейса реакционного слоя TiC между твердым сплавом WC–6%Co и титановыми сплавами : а – Ti-5Mo; б – Ti-10Mo; в – Ti-15Mo; г – Ti-5Cr; д – Ti-10Cr; е – Ti-15Cr [15]

Hartung и Kramer [29] пришли к выводу, что реакционный слой TiC образуется в результате химической реакции с инструментальным материалом, а его толщина определяется соотношением между скоростью растворения реакционного слоя в заготовке и скоростью диффузии элементов твердого сплава через этот слой. Если инструментальные материалы могут поддерживать стабильный реакционный слой, они становятся более износостойкими во время обработки титанового сплава. Скорость износа твердого сплава во время обработки ограничена скоростью растворения инструментального материала из интерфейса «инструмент-стружка». Бинарные сплавы, изучаемые в работе [15], позволяют получить информацию

об эффектах легирования отдельных элементов титаном и последующем влиянии этих элементов на образование карбида титана во время обработки титанового сплава. При этом авторы работы [15] отмечают, что следует соблюдать осторожность при сравнении бинарных сплавов с гораздо более сложными сплавами, которые в настоящее время используются в промышленности, например, сплавом Ti-834. Данный сплав практически является α -сплавом и содержит семь различных легирующих элементов (см. табл. 3), что приводит к многочисленным возможным атомным перестановкам и комбинациям. Данное обстоятельство приводит к большому количеству возможных видов реакций и фазовых изменений во время химической реакции с инструментальным материалом при точении. Это затрудняет понимание эффектов легирования в сложных титановых сплавах, в связи с чем часто рассматриваются только бинарные системы Ti-X. В частности, когда такие элементы, как Sn и Al сплавляются с титаном, Sn ведет себя как α -стабилизатор, поскольку он может заменять Al в гексагональной фазе Ti_3Al [51].

Описанное физическое моделирование процесса резания с помощью диффузионных пар не может полностью воспроизвести динамику и кинетику реальной лезвийной обработки, однако они позволили быстро и качественно определить относительную обрабатываемость титанового сплава. На сегодняшний день не существует единого унифицированного определения или параметра, который можно использовать для определения обрабатываемости материала. Trent и Wright утверждают [52], что материал может демонстрировать желаемую обрабатываемость по одному критерию, но плохую обрабатываемость по другому. Кроме того, предмет обрабатываемости становится субъективным в зависимости от того, какие критерии использовать. Обрабатываемость, как правило, оценивается по сочетанию таких факторов, как период стойкости инструмента; скорости съема материала; силы резания; чистота обработанной поверхности; форма

стружки и т.д. Например, в ходе проведенных экспериментов было установлено, что инструменты, обрабатывающие более насыщенный β -сплав Ti-6246, были более склонны к формированию лунки износа на передней поверхности по сравнению с обработкой заготовок из сплава Ti-54M. Однако заготовка из сплава Ti-6246 показала в итоге меньше подповерхностных повреждений, даже при сильно изношенном инструменте по сравнению с заготовками из сплава Ti-54M [35]. Данное обстоятельство демонстрирует определенный конфликт в терминологии и понятии обрабатываемости. С точки зрения технологии производства сплав Ti-54M имеет лучшую обрабатываемость из-за увеличенного периода стойкости инструмента, но с точки зрения последующей эксплуатации сплав Ti-6246 будет восприниматься как более «обрабатываемый», поскольку он более устойчив к повреждениям поверхности и особенностям, которые могут иметь последствия при усталостной нагрузке. Современные станки могут достигать скоростей резания более 120 и 200 м/мин при токарной обработке и фрезерования титановых сплавов, соответственно [53]. Это формирует агрессивную среду, в которой одновременно действует целый комплекс механизмов изнашивания режущего инструмента. Кроме того, режущие пластины подвергаются воздействию повышенных температур и напряжений, что делает их дополнительно восприимчивыми к пластической деформации в ходе токарной обработки и фрезерования титановых сплавов. Таким образом, сочетание экстремальных термомеханических условий при обработке титана обуславливает сложный характер изнашивания режущего инструмента, включающий множество взаимосвязанных факторов [53]. Тот факт, что состав титановых сплавов существенным образом влияет на интенсивность изнашивания инструмента, подтверждается результатами ряда исследований [15, 54]. Было установлено, что по мере увеличения содержания таких элементов, как Al, Mo, Cr и V в бинарных титановых сплавах количество TiC, образующегося на границе контакта, уменьшалось.

Dearnley и Grearson [55] утверждают, что как износ по задней поверхности, так и износ на передней поверхности с образованием лунки могут возникать на твердосплавных пластинах во время обработки титановых сплавов. Однако, как правило, только износ по задней поверхности рассматривался как критерий окончания срока службы инструмента, поскольку он всегда присутствует и его легче всего измерить во время обработки (рисунок 1.6). Ikuta и др. [56] установили, что прилипание материала стружки к передней поверхности инструмента происходило при обработке как сплава Ti-6Al-4V, так и сплава C-Ti (Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr). Проводилось сравнение обрабатываемости заготовок из сплавов Ti-6Al-4V и Ti555 при точении твердосплавным режущим инструментом [25]. Wang и Zhang [23] утверждают, что прилипание материала заготовки к передней

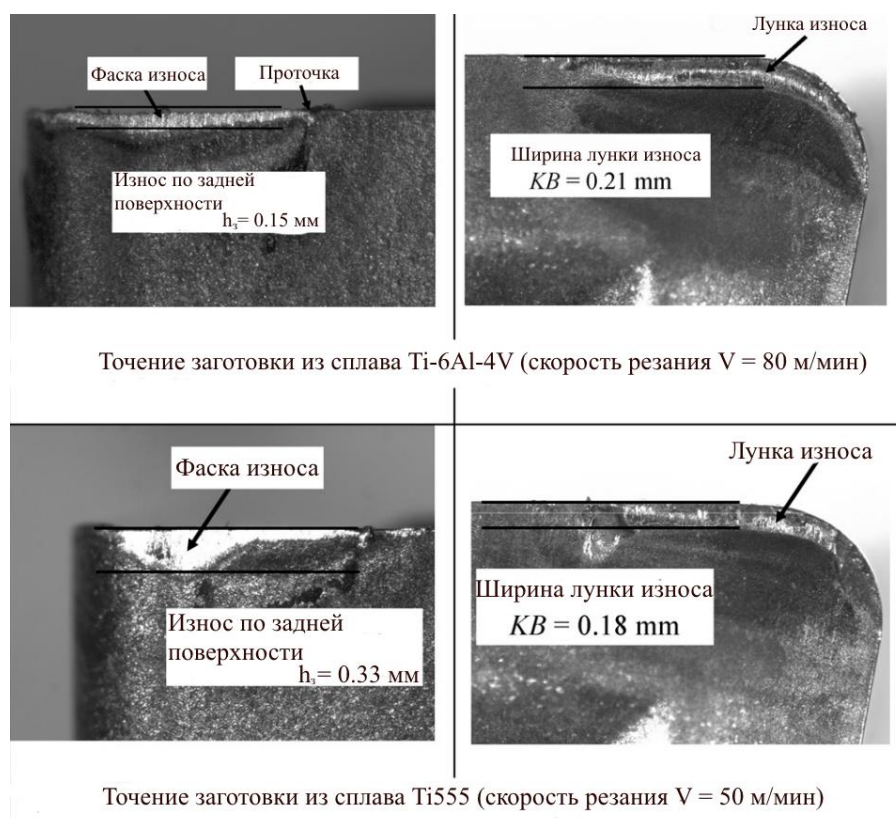


Рисунок 1.6. Износ по задней и передней поверхности твердосплавного инструмента после 15 минут точения заготовок из титановых сплавов Ti-6Al-4V и Ti555 [25]

поверхности инструмента, а также диффузия и вырыв частиц инструментального материала являются наиболее активными механизмами износа почти для всех инструментальных материалов при обработке титановых сплавов. Это приводит к формированию лунки износа и ослаблению режущей кромки инструмента (см. рисунок 1.6).

Обычно считается, что риск начала интенсивного износа инструмента возникает примерно после достижения критерия износа $h_z = 0,3$ мм. Кроме того, в некоторых случаях также наблюдается износ в виде проточек (усов) (см. рисунок 1.6, а). Учитывая эти условия, максимальная скорость резания (V_{max}) для каждого сплава составляет 80 и 45 м/мин, для сплавов Ti6Al4V и Ti.555.3 соответственно. Kahles и др. [57] использовали аналогичные скорости резания при обработке заготовок из сплава Ti-6Al-4V. Однако ширина лунки износа (KB), близкая к 2-кратному значению подачи (s), наблюдалась после обработки заготовок из сплавов Ti6Al4V и Ti555.3 в течение 15 мин при соответствующей максимальной скорости резания (V_{max}). Классификация титановых сплавов в зависимости от максимальной скорости резания (V_{max}) является репрезентативной для определения их времени обработки. Используется также показатель общего съема материала, который может быть удален одной режущей кромкой инструмента. Например, сравнивая V_{max} для сплавов Ti6Al4V и Ti555.3, можно ожидать, что для последнего сплава за равное время обработки будет удалено около 56% материала по сравнению с первым сплавом. Это значение обусловлено механическими свойствами (в частности, твердостью и прочностью на разрыв в горячем состоянии), химическим составом, а также удельной силой резания и силой подачи для различных обрабатываемых титановых сплавов.

На рисунке 1.7 показана изношенная передняя поверхность двух пластин, используемых во время обработки Ti6Al4V и Ti555.3 при 80 и 50 м/мин соответственно. На каждой пластине вдоль режущей кромки наблюдалось большое количество налипшего материала, состоящего из титана

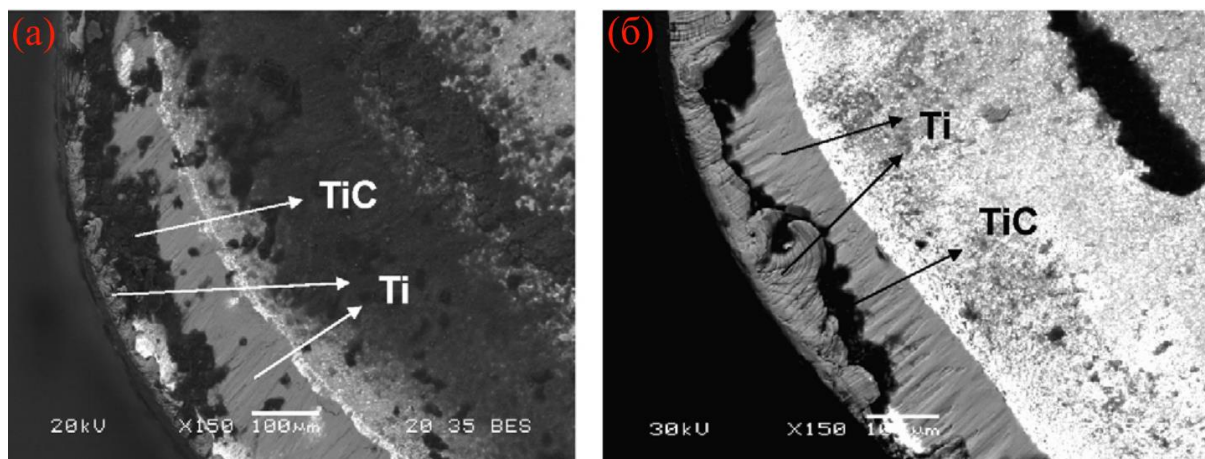


Рисунок 1.7. Налип обрабатываемого материала на режущей кромке инструмента после 15 минут резания: а – сплава Ti-6Al-4V, точение при $V = 80$ м/мин; б – сплава Ti555.3, точение при $V = 50$ м/мин [25]

(светло-серого) и карбида титана (черного). Анализ EDAX был проведен для определения состава налипшего материала каждой пластины. Наличие титана и углерода указывает на наличие карбида титана в налипшем материале. Hartung и Kramer [29] и Ikuta и др. [56] наблюдали образование этого соединения при обработке сплава Ti-6Al-4V. Анализ состава материала налипа на поверхности режущего инструмента выявил наличие углерода, что указывает на протекание процесса диффузии углерода из твердого сплава в обрабатываемый титановый материал на границе раздела инструмент-стружка. Кроме того, методом EDAX было обнаружено присутствие различных легирующих элементов, таких как алюминий, ванадий и молибден, входящих в состав исследуемых титановых сплавов.

В то же время, анализ светло-серых областей на поверхности инструмента (см. рисунок 1.7) показал, что их состав включает только легирующие элементы титановых сплавов (титан, ванадий, алюминий), но не содержит углерода.

Согласно исследованиям Hartung и Kramer [29], при обработке сплава Ti6Al4V на низких скоростях резания наблюдалось формирование стабильного наращенного слоя на поверхности режущего инструмента.

Авторы предположили, что наличие этого слоя способствует значительному снижению износа инструмента. Предполагается, что наращенный слой выполняет следующие функции:

1. Предотвращает относительное скольжение на границе раздела «инструмент – стружка».
2. Ограничивает скорость диффузии компонентов инструментального материала.

Однако при увеличении скорости резания данный защитный слой исчезал, что приводило к резкому ускорению износа режущего инструмента. Это было подтверждено экспериментально: при скорости 90 м/мин наращенный слой титана полностью отсутствовал, и износ инструмента значительно возрос.

Исходя из требований обеспечения качества обрабатываемой поверхности при точении заготовок из титановых сплавов часто рекомендуют момент разрушения перемычки между лункой износа и режущей кромкой считать критерием износа инструмента. Экспериментальные исследования показали, что данный момент как правило соответствует величине износа по задней поверхности порядка 0,4 мм [32]. Наблюдается активная адгезия между титановой стружкой и твердым сплавом, в результате чего происходит вырыв фрагментов твердого сплава, которые затем уносятся потоком стружки. При формировании фаски износа на задней поверхности в 0,4 мм и более начинается интенсивный износ инструмента или даже разрушение режущей кромки по всей длине рабочего участка. Резание заготовок из титановых сплавов характеризуется относительно малой площадью контакта поверхности инструмента и срезаемого материала. Данная площадь может быть в 2–3 раза меньше, чем при точении стальных заготовок в аналогичных условиях. Данная особенность обусловлена чрезвычайно высокой химической активностью титана по отношению к кислороду и азоту, которые содержатся в атмосфере. За счет проникновения данных элементов в зону резания

происходит существенное сокращение площади пластического контакта. Повышение скорости резания ведет к росту температуры в зоне резания [20], при этом происходит интенсификация взаимодействия титана (в частности, срезаемого материала – стружки) с кислородом и азотом. Данные процессы способствуют дополнительному сокращению площади пластического контакта при сохранении площади номинального контакта. Отмечается неравномерность распределения температуры в зоне резания [58]. Максимальная температура фиксируется возле режущей кромки. Стоит отметить, что Кривоухов В.А. и Чубаров А.Д. отмечали, что титан и его сплавы характеризуются относительно невысокой пластической деформацией по сравнению со сплавами на основе железа или никеля [32]. Это обусловлено особенностями их структуры и свойств. При точении пластичных материалов, к которым относятся титановые сплавы, работы упругих деформаций и диспергирования материала относительно невелики. Поэтому основными источниками тепловыделения в процессе резания являются пластическая деформация и трение. Исходя из этого, можно ожидать, что тепловыделение при точении титановых сплавов будет ниже, чем при обработке стальных или никелевых сплавов. Это связано с меньшей интенсивностью пластической деформации. Это предположение подтверждается результатами экспериментальных исследований [32]. В тоже время, температура в зоне резания при точении заготовок из титановых сплавов существенно выше, чем при обработка стальных заготовок или заготовок из никелевых сплавов. Данный феномен обусловлен низкой теплопроводностью титана. Характер распределения напряжений вдоль режущей кромки также отличается заметной неравномерностью [29, 58]. В целом износ твердосплавного режущего инструмента без покрытия при точении заготовок из титановых сплавов характеризуется завалом режущей кромки со стороны передней поверхности, что ведет к образованию отрицательного переднего угла на фаске износа по задней поверхности. При начале критического изнашивания наблюдается

также пластическая деформация режущего клина, что может быть связано с пластификацией кобальтовой связки при воздействии высоких температур (1000 °С и выше). Таким образом, касательные напряжения могут достигать предела текучести на сдвиг в контактирующих поверхностных слоях твердого сплава [59, 60]. В процессе интенсивного изнашивания инструмента наблюдается затупление режущей кромки с формированием большого радиуса скругления, сопрягающий изношенную переднюю поверхность инструмента с фаской износа по задней поверхности. Если при малых скоростях резания доминирует абразивный и адгезионно-усталостный износ, то при высоких скоростях резания, за счет роста температур, существенное значение приобретают химические (в первую очередь – окислительные) и диффузионные процессы. При этом сохраняется роль адгезионного износа [58]. Стоит отметить, что описанная тенденция характерно практически для всех обрабатываемых материалов, однако для титана это приобретает особое значение в связи с его высокой химической активностью и склонностью к формированию оксидов и нитридов в условиях высоких температур.

1.2 Применение современных инструментальных материалов и инструментов с модифицирующими покрытиями для токарной обработки деталей из титановых сплавов

Так как титановые сплавы являются труднообрабатываемыми материалами, к инструментам, используемым при их обработке, предъявляются весьма высокие требования. Применяются как инструменты из сверхтвердых материалов, например, кубического нитрида бора (CBN), так и инструменты с модифицирующими покрытиями различного состава.

Исследование режущих свойств инструмента из CBN при точении заготовок из титанового сплава TC4 (Ti–6%Al–4%V) при скоростях резания от 30 до 120 м/мин показали, что величина износа по задней поверхности

увеличивается при повышении скорости резания по зависимости, близкой к линейной [61].

Исследования процесса точения заготовок из титанового сплава TC4 (Ti–6%Al–4%V) твердосплавным инструментом с покрытием (PVD) TiAlN толщиной порядка 2 мкм на скоростях резания 30–60 м/мин показало относительно невысокую эффективность данного покрытия [62]. В данной работе определяется кумулятивный индекс производительности (Cumulative Performance Index, CPI), который зависит от удельной энергии резания, силы резания и величины износа главной задней поверхности при точении. CPI фокусируется на одновременной минимизации удельной энергии резания, размерного отклонения и среднего износа главной задней поверхности. Было установлено, что минимальная удельная энергия резания была почти постоянной при изменении скорости резания. Таким образом, целесообразно вести токарную обработки заготовок из титановых сплавов при максимально возможной скорости резания. При этом износ инструмента заметно повышается при повышении скорости резания [62–64]. Исследования процесса точения заготовок из титанового сплава TC4 твердосплавным инструментом с покрытием PVD TiAlN при скоростях резания 60 и 90 м/мин проводились в условиях резания, ассистируемого воздействием лазера [64]. Было показано, что высокие температуры, возникающие при высокой скорости резания и под воздействием лазерного излучения, приводят к более интенсивному износу инструмента вместо того, чтобы оказать на него полезное влияние. Путем проведения моделирования методом конечных элементов была определена временная эволюция температурного поля на поверхности заготовки. После того, как модель была верифицирована путем сравнения с экспериментальными данными, были определены скорости нагрева и охлаждения. На эти скорости в основном влиял диаметр заготовки, поскольку больший диаметр заготовки вызывал меньшие величины скоростей нагрева и охлаждения, в то время как скорость резания играла менее

значительную роль. Исследования процесса точения заготовок из титанового сплава Grade 3 при скоростях резания 75, 100 и 125 м/мин показали, что скорость резания имела наивысший коэффициент вклада для удельной энергии резания и скорости износа инструмента, тогда как скорость подачи имела наивысший коэффициент вклада для шероховатости поверхности [65].

Проводились исследования режущих свойств твердосплавных пластин с покрытиями различного состава при точении заготовок из различных титановых сплавов. В частности, при точении титанового сплава Grade 4 (наиболее близкий аналог – сплав ВТ 1-0) инструментом с покрытиями TiAlN, AlCrN и многослойным покрытием из нитрида/карбонитрида титана (TiN + TiCN) [66]. Инструмент с многослойным покрытием TiN + TiCN показал лучший период стойкости. При этом покрытие, обеспечившее лучшую износостойкость и период стойкости инструмента (TiN + TiCN), не отличается лучшими свойствами среди протестированных покрытий. Данное покрытие имеет как самую низкую твердость, так и самую низкую теплостойкость среди сравниваемых покрытий. Однако покрытие TiN + TiCN имеет низкий коэффициент трения и многослойную структуру, что повышает его устойчивость к адгезионно-усталостному изнашиванию, которое доминировало при точении титана в данной серии экспериментов. Указанное покрытие обеспечивает достаточную износостойкость инструмента как при стандартных, так и при повышенных скоростях резания. Авторы делают вывод о том, что обработке титана важнейшими характеристиками инструмента с покрытием являются низкий коэффициент трения и устойчивость к выкрашиванию.

На рисунке 1.8 представлены результаты исследования износа передней поверхности твердосплавной пластины с покрытием PVD TiAlN после 13,3 минут точения титанового сплава TC4 при скорости резания 120 м/мин, подаче 0,12 мм/об, глубине резания 0,15 мм сухое резание [67]. Исследование изношенных пластин показало, что покрытия были удалены с подложки. Такое

отслоение наблюдалось как на передней, так и на задней поверхности при этих условиях резания. Анализ EDS не показал окислительного износа, возникающего во время обработки. Хорошая химическая стабильность покрытия TiAlN и характеристики стойкости к окислению внесли свой вклад в предотвращение окислительного износа. Возможно, это связано с тем, что температура резания была ниже температуры окисления.

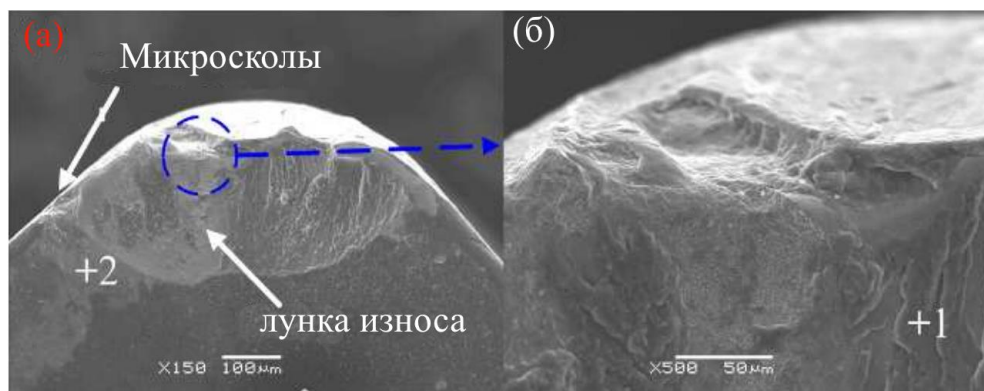


Рисунок 1.8. Результаты исследования износа передней поверхности твердосплавной пластины с покрытием PVD TiAlN после 13,3 минут точения титанового сплава TC4 при скорости резания 120 м/мин, подаче 0,12 мм/об, глубине резания 0,15 мм сухое резание [67]

Авторы работы [67] установили, что при указанных условиях резания неравномерный износ по задней поверхности был доминирующим типом износа, продемонстрированным инструментами из твердого сплава с покрытием PVD TiAlN. Чрезмерное выкрашивание на режущей кромке и отслаивание и/или выкрашивание на передней поверхности были доминирующими видами отказов. Адгезионный износ и отслоение покрытия являются доминирующими механизмами износа. Никаких признаков абразивного износа и окислительного износа на инструментах не наблюдалось. Dearnley и Gearson [55] установили, что диффузионное изнашивание преобладает на передней поверхности всех непокрытых твердосплавных и керамических инструментов, но абразивное истирание

является доминирующим механизмом износа инструментов с покрытием SiAlON. Покрытия TiN, TiC, Al₂O₃ и HfN как на передней, так и на задней поверхности изнашиваются в основном за счет диффузии [55]. Покрытия TiB относительно более устойчивы, чем другие, как и инструменты из CBN. Сообщалось [68], что пластическая деформация и развитие трещин в результате процесса термического удара доминируют в механизме износа при обработке титана на высоких скоростях резания инструментами из твердого сплава и керамики.

Проводились исследования режущих свойств инструмента с покрытием CrAlN при точении заготовок из титанового сплава Ti-6Al-4V при $V = 80$ м/мин и $s = 0,12$ мм [69]. Было установлено, что длина контакта формирующейся стружки на передней поверхности покрытых пластин больше, благодаря чему термомеханические нагрузки лучше распределяются по режущей кромке. Было также обнаружено формирование оксидных фаз, выполняющих функцию смазки в процессе сухого резания.

Покрытия TiSiVN и TiSiN осаждалось на керамические режущие инструменты Al₂O₃-SiC для токарной обработки заготовок из сплава Ti-6Al-4V в условиях сухого резания [70]. Нанесение покрытия позволило снизить шероховатость поверхности и уменьшить температуру в зоне резания. В процессе резания на поверхности покрытия TiSiVN формируется оксид V₂O₅, выполняющий функцию смазки, что позволило сохранить размеры лунки износа на передней поверхности при повышении скорости резания от 50 до 125 м/мин. Для инструмента без покрытия и с покрытием TiSiN при увеличении скорости резания наблюдалось уменьшение области износа на передней поверхности при повышении глубины лунки износа. Объем лунки износа и ее средняя глубина увеличиваются с увеличением скорости резания как для непокрытых, так и для покрытых режущих инструментов. Покрытые инструменты показали хорошую стойкость к абразивному износу, что привело к отсутствию резкого увеличения значений средней глубины лунки и

величины изнашивания режущей кромки при скорости резания до 100 м/мин, после дальнейшего повышения скорости оба покрытых инструмента показали радикальное увеличение этих параметров, что указывает на сильный износ инструмента.

Исследования, проведенные в работе [71], сравнивали режущие свойства инструментов с различными покрытиями при точении титанового сплава Ti-6Al-4V. Основные результаты:

1. Покрытие TiN/TiSiN не оказало существенного влияния на силу резания по сравнению с инструментами без покрытия и с покрытиями TiN и TiSiN.

2. Однако температура в зоне резания у инструмента с покрытием TiN/TiSiN снизилась на 10,2–15,6 % по сравнению с другими инструментами при одинаковых режимах обработки.

3. Напряжения, возникающие в инструменте с покрытием TiN/TiSiN, уменьшились на 22,1–32,4 % по сравнению с инструментами, имеющими альтернативные покрытия.

Таким образом, несмотря на отсутствие влияния на силу резания, покрытие TiN/TiSiN продемонстрировало преимущества в снижении температуры и напряжений в зоне резания при обработке титанового сплава.

Исследовались свойства трения и износа при контакте в условиях скольжения без смазки образца из сплава Ti-6Al-4V с твердосплавной пластиной WC-Co – без покрытия и с покрытием AlTiN [72]. Трибологический анализ показал, что нанесение покрытия AlTiN привело к увеличению коэффициента трения, в то время как более высокая нормальная нагрузка и скорость скольжения привели к снижению коэффициента трения во всех условиях. Была установлена прямая зависимость между температурой, скоростью скольжения и коэффициентом трения. Наличие покрытия AlTiN препятствовало образованию трибослоя, тем самым увеличивая коэффициент трения и показывая увеличение удаления материала с поверхности Ti-6Al-4V.

Таким образом, несмотря на более интенсивный тепловыделение, связанный с повышенным трением, покрытие на режущем инструменте способствует замедлению процесса образования лунки изнашивания по сравнению с инструментом без покрытия. Следовательно, применение покрытий может быть эффективным средством повышения стойкости режущего инструмента при токарной обработке титановых сплавов, несмотря на некоторое увеличение температуры в зоне резания.

При том, что имеется большой объем исследований, рассматривающих точение заготовок из титановых сплавов инструментом с покрытиями, практически все покрытия – на основе системы TiN. К редким исключениям можно отнести работы [73, 74], в которых предлагается использовать покрытия Zr-ZrN-(Zr,Al)N и Zr-ZrN-(Zr,Cr,Al)N для концевое фрезерования титановых сплавов. Использование покрытий, на основе системы ZrN вместо системы нитрида титана позволяет избежать активного диффузионного взаимодействия покрытия и обрабатываемого материала, повысив таким образом эффективность применения покрытия.

1.3 Покрытия с нанослойной структурой, как способ дальнейшего повышения режущих свойств инструмента

Экономические и экологические факторы приводят к постоянному увеличению скоростей резания и подачи, а также к сокращению использования охлаждающих жидкостей и смазочных материалов с одновременным запросом на повышение срока эксплуатации режущего инструмента. Применение инновационных износостойких покрытий на режущем инструменте является эффективным технологическим решением. Традиционно хорошая износостойкость покрытий обуславливалась их высокой твердостью, а также хорошей термостойкостью и стойкостью к окислению. Современные условия промышленного производства выдвигают

ряд дополнительных требований к покрытиям [75]. Современные покрытия должны быть многофункциональными и обладать такими свойствами, как повышенная трещиностойкость или обеспечение оптимального распределения температур в зоне резания, что может быть реализовано путем разработки покрытий со сложной архитектурой.

Существует ряд методов осаждения покрытий, однако только два из них – химическое осаждение покрытий (CVD) и физическое осаждение покрытий (PVD) получили широкое применение в производстве металлорежущих инструментов. На рисунок 1.9 представлен обзор технологических возможностей различных методов осаждения покрытий – характерный диапазон температур осаждения и диапазон обычно используемых толщин покрытия.

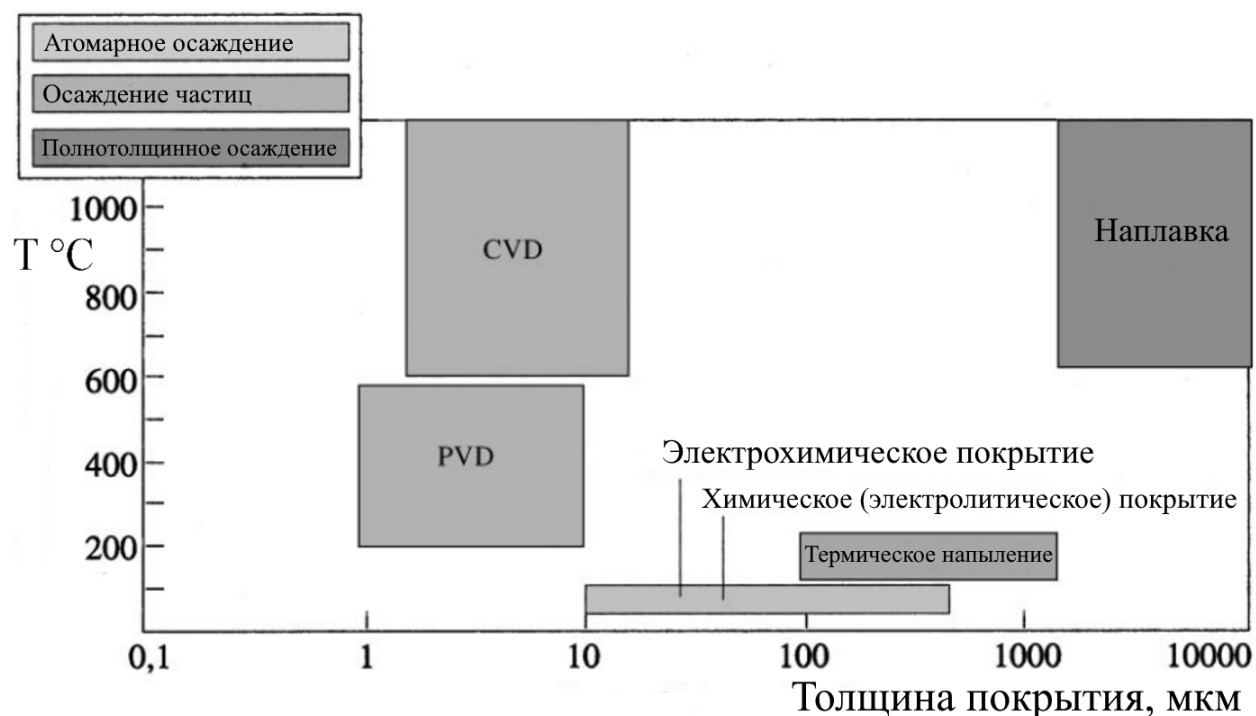


Рисунок 1.9. Типичные значения толщины покрытия и температуры процесса (температуры на поверхности подложки) для современных методов нанесения покрытий [76]

Можно видеть, что для осаждения покрытий с толщинами, используемыми при производстве режущих инструментов, подходят методы CVD и PVD. Можно также видеть, что ключевым различием данных методов с точки зрения технологических возможностей является температура осаждения. Для метода CVD температура осаждения существенно выше, что делает невозможным применение данного метода для осаждения покрытий на такие инструментальные материалы, как легированная и быстрорежущая сталь, а также на некоторые виды твердого сплава.

Обеспечивая высокую стабильность процесса, унификацию свойств покрытия, высокой производительностью процесса за счет большого объема камеры установки метод CVD широко применяется для осаждения покрытий на сменные твердосплавные пластины из большинства марок твердого сплава.

Однако, наряду с перечисленными достоинствами, данный метод имеет и ряд существенных недостатков:

- высокая температура осаждения покрытий (до 1200 °С);
- ограниченный выбор составов покрытий (в связи с ограниченным набором газов–прекурсоров);
- невозможность осаждать покрытия с нанослойной структурой;
- использование ядовитых и опасных для здоровья и экологии компонентов;
- экономически целесообразно использовать данный метод только при массовом производстве больших партий инструмента с унифицированным составом и структурой покрытий.

Учитывая высокую стоимость оборудования и большую длительность процесса использование метода CVD при мелко- и среднесерийном производстве нецелесообразно.

Таким образом, в настоящем исследовании для осаждения покрытий использовался метод PVD. К достоинствам данного метода, предопределивших его выбор, можно отнести:

- возможность осаждать покрытия при относительно невысокой температуре (400–600 °С);
- возможность варьировать в широком диапазоне элементный состав покрытий – как с точки зрения составляющих элементов, так и с точки зрения пропорций данных элементов;
- возможность осаждать покрытия с нанослойной структурой, управляя параметрами данной структуры;
- экономически целесообразно осаждать покрытия не только на крупные, но также на мелкие (от 100 шт.) и средние партии инструмента;
- метод позволяет осаждать покрытия высокого качества, имеющие высокую прочность адгезионной связи с субстратом. По качеству покрытий данный метод не уступает методу CVD, а в некоторых случаях превосходит его;
- экологическая дружелюбность метода – отсутствуют вредные для здоровья и экологии отходы.

Покрытия для металлорежущих инструментов находятся в процессе непрерывного развития, основными направлениями которого являются оптимизация элементного состава и управление архитектурой [77–80]. В ряде работ было показано, что покрытия с идентичным элементным составом, но разными параметрами архитектуры демонстрируют сильно отличающиеся свойства [79, 81–89]. В частности, покрытия с нанослойным строением обладают лучшими барьерными свойствами по отношению к окислительным и диффузионным процессам, большей твердостью и трещиностойкостью по сравнению с монокристаллическими покрытиями аналогичного состава [90–93]. Одним из ключевых параметров архитектуры покрытий является величина периода модуляции λ и обусловленные ей толщины нанослоев [91–99]. Оптимально подобранные значения данных параметров позволяют обеспечить дополнительное повышение свойств покрытий [89, 90, 92, 94]. Величина λ оказывает существенное влияние на износостойкость и трибологические

свойства покрытия [76, 94–111], величину остаточных напряжений [95, 101, 103] и стойкость к окислению [93, 98, 102]. Относительно влияния λ на твердость покрытия мнения расходятся: ряд исследователей считают, что такое влияние отсутствует или незначительно [94, 106], при этом в других работах отмечается заметное влияние λ на твердость покрытия [95, 97, 104]. Величина λ оказывает влияние на процесс изнашивания покрытия: при меньших значениях λ доминируют адгезионно-усталостные процессы, а при больших – окислительные процессы [94]. При малых значениях λ наблюдаются свойственные для наноструктур изменения в механизме пластической деформации покрытий. Твердость, модуль Юнга и процент восстановления повышаются при уменьшении периода модуляции λ [95].

В работе [106] были сопоставлены свойства покрытий с идентичным составом, толщиной и параметрами процесса осаждения (за исключением скорости вращения поворотного стола), но различной величиной периода модуляции λ , который изменялся от 10 до 300 нм. В результате было установлено, что величина λ влияет на твердость и износостойкость покрытий, причем эта зависимость нелинейная и имеет экстремальный характер. Было исследовано также влияние λ на характер разрушения покрытий при точении стали.

В настоящей работе авторы продолжили исследование влияния наноструктурных параметров покрытий на их механические и эксплуатационные свойства, рассмотрев покрытия с изменяющейся по толщине величиной λ . Проведенный анализ показывает, что композитные структуры с изменяющейся толщиной слоев исследовались в небольшом количестве работ, причем рассматривались главным образом композиционные структуры с макрометрической толщиной слоев. В частности, были получены аналитические выражения для зависящих от изменяющейся толщины слоев композиционного материала коэффициентов, необходимых для расчета равнодействующих напряжений и моментов [107]. Моделирование вибраций

в композитных структурах с переменной толщиной слоев рассматривалось также в работах [108, 109].

Влияние многослойной структуры на характер и интенсивность изнашивания покрытий рассматривалось в ряде работ. В частности, было установлено, что многослойные покрытия существенно лучше сопротивляются формированию трещин по сравнению с однослойными [76, 110–114]. Межслойные интерфейсы оказывают заметное влияние на траекторию прохождения трещин и их торможение [115]. Данные интерфейсы могут замедлять передачи дислокаций и, соответственно, тормозить развитие трещины [115].

Существенное влияние на замедление развития трещин и общую износостойкость покрытий оказывает многослойная структура, сочетающая более мягкие и более твердые, но при этом хрупкие слои [116–118]. Наличие более пластичных слоев позволяет воспринимать существенную пластическую деформацию без разрушения, а твердые и износостойкие слои обеспечивают абразивную стойкость. Таким образом, важным фактором, влияющим на общую прочность и износостойкость такого многослойного покрытия, является соотношение толщин твердых и пластичных слоев. Оптимальное сочетание жестких и более мягких слоев позволяет достичь высокого сопротивления как абразивному износу, так и механическому разрушению покрытия. Это в конечном счете способствует увеличению стойкости режущего инструмента, оснащенного таким многослойным износостойким покрытием [118].

Многослойная структура покрытий обеспечивает повышенную трещиностойкость (fracture toughness) по сравнению с однослойными покрытиями аналогичного химического состава. Этот эффект был особенно ярко выражен в многослойном покрытии, состоящем из чередующихся слоев CrN и AlN [119]. При этом в слое AlN наблюдалась стабилизация когерентными деформациями до кубической метастабильной фазы.

Использование многослойной архитектуры покрытий позволяет также повысить эксплуатационные свойства изделий с покрытиями, в частности износостойкость металлорежущего инструмента [83, 117]. Особенно заметное влияние многослойная структура покрытий оказывает на износостойкость инструмента, работающего в условиях циклических и ударных нагрузок (например, фрезерование) [73, 74, 117, 120].

Покрытия с многослойной структурой позволяют эффективно сопротивляться также такому виду изнашивания, как кавитационная эрозия [121, 122]. При этом высокая трещиностойкость многослойных покрытий позволяет также повысить сопротивление эрозии [122].

1.4 Анализ особенностей метода PVD и выбор методики осаждения покрытий с нанослойной структурой

При том, что метод PVD обладает рядом перечисленных выше достоинств, данному методу свойственны также определенные недостатки. Одним из ключевых недостатков метода PVD является наличие микрочастиц материала катода в потоке плазмы. Данные микрочастицы могут внедряться в структуру покрытия, снижая его эксплуатационные свойства. Для устранения данного негативного фактора или снижения его влияния на качество покрытий был разработан ряд методик и специальных устройств. Рассмотрим некоторые из них.

1.4.1 Метод дугового разряда с интегрально холодным испаряемым катодом

При осаждении покрытий в рамках данной работы использовался метод дугового разряда с интегрально холодным испаряемым катодом. Термин

«холодный катод» означает, что температура рабочей поверхности катода недостаточна для термоэмиссии электронов [123–125]. Генерация плазмы рабочего вещества в этом случае осуществляется из горячих, хаотически перемещающихся по рабочей поверхности катода катодных пятен, в которых плотность тока достигает значений 10^9 – 10^{12} А/м², а плотность мощности 10^{10} – 10^{13} Вт/м² [126]. При столь высоких плотностях мощности в пятнах протекают процессы взрывной термоавтоэмиссии электронов, испарения и ионизации материала катода.

В генерируемом катодным пятном плазменном потоке присутствуют капли или частицы материала испаряемого катода, что снижает однородность и качество покрытий [123–125, 127]. По сравнению с размерами ионов и нейтральных атомов, более крупные частицы, образующиеся в плазменном потоке, принято называть макрочастицами. Совокупность таких относительно крупных частиц, выбиваемых с поверхности катода, часто обозначается термином «капельная фракция» или «капельная фаза» эрозии катода [127]. Образование капель обусловлено разбрызгиванием жидкой ванночки катодного пятна под действием обратного потока ионов из прикатодной плазмы. По оценкам Voxman и Goldsmith [128] давление обратного ионного потока на расплав составляет $1,7 \times (10^6 - 10^8)$ Па. В случае использования катодов из тугоплавких металлов и графита, эмиссия макрочастиц может происходить в соответствии с другой моделью, предложенной Rakhovsky и Yagudaev [129–131]. В случае тугоплавких материалов значительная часть макрочастиц покидает катод не в виде капель, а в виде твёрдых фрагментов, что может происходить вследствие термоупругих напряжений, возникающих в области катодных пятен, которые в десятки раз превышают предел прочности материала электрода.

При разработке и использовании дуговых испарителей в технологических вакуумных установках нужно учитывать то, что количество

и размеры макрочастиц в плазменном потоке зависит в основном от следующих параметров [123–125, 127]:

- величины тока дугового разряда, с увеличением тока возрастает количество и размеры макрочастиц;
- температуры поверхности катода, при ее увеличении повышается количество макрочастиц;
- скорости перемещения катодных пятен по поверхности катода, повышение которой приводит к заметному снижению образования и выброса макрочастиц. Это объясняется тем, что при более высокой скорости движения катодных пятен сокращается длительность теплового воздействия на локальные участки поверхности катода;
- Присутствие реактивного газа в вакуумной камере, способного формировать тугоплавкие соединения на поверхности катода, также способствует снижению выброса макрочастиц.

1.4.2 Способы повышения качества осаждаемого покрытия

Наиболее простым способом повышения качества покрытия является использование естественного разделения потоков плазмы и микрочастиц (рисунок 1.10). Плазма из катодного пятна эмитируется преимущественно в направлении по нормали к поверхности катода, тогда как эмиссия микрочастиц происходит преимущественно под углом (от 15 до 60°) [123, 124]. Следовательно, можно было бы разместить подложку в максимуме плазменного факела и избежать пространственного угла вблизи поверхности катода. Однако содержание микрочастиц в плазме в направлении, нормальном к поверхности катода, достаточно велико.

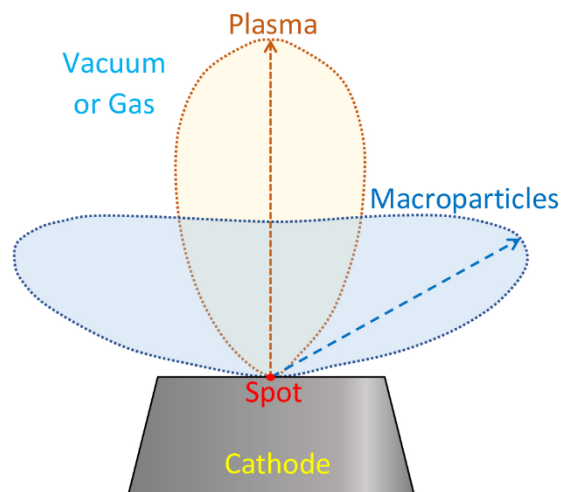


Рисунок 1.10. Схематическое изображение функции пространственного (углового) распределения плазмы и микрочастиц: плазма имеет тенденцию течь по нормали к катоду, тогда как микрочастицы с большей вероятностью выбрасываются в пространственный угол у поверхности [124, 128]

Другим возможным методом является воздействие на поток плазмы осевым магнитным полем, поскольку это снижает количество достигающих поверхности осаждения микрочастиц [124, 128]. Распределение плотности плазмы, которое при отсутствии воздействия магнитного поля пропорционально косинусу угла к оси разряда [125, 132, 133], становится более острым в осевом направлении при приложении внешнего аксиального магнитного поля. За счет магнитной фокусировки поток плазмы сжимается к оси и приобретает вид струи [132, 133], однако это приводит к сужению зоны нанесения покрытий. При этом относительное содержание микрочастиц в центральной части плазменного потока может быть уменьшено на 40–50 % для титана [134] и алмазоподобного углерода [135]. Имеются различные данные относительно распределения микрочастиц в потоке плазмы и величины пространственного угла, в направлении которого формируется поток микрочастиц максимальной плотности. Daalder [123] определил, что для меди этот угол составляет порядка 10° , а для кадмия – порядка $10\text{--}20^\circ$. Величина данного угла увеличивается при увеличении тока дуги I_a . Plyutto и др. [136],

Kutzner и др. [137] в своих экспериментах обнаружили два доминирующих по массе потока: один направлен вдоль, а другой перпендикулярен плоскости катода. Daalder и Wielders [138] показали, что первый поток был обусловлен микрочастицами, а второй согласуется с ионным потоком. Обобщая имеющиеся данные, можно сделать вывод о том, что основная масса микрочастиц эмитируется в узкую область, концентрированную по угловому направлению $10-30^\circ$, причем данный угол зависит от температуры плавления соответствующего металла [123, 131, 139–141]. При исследовании поверхности катода после образования дуги умеренного и сильного тока в вакууме было установлено, что существует также поток частиц, возвращающихся к поверхности катода [142–144]. При осаждении нитридных соединений, за счет эффекта от присутствия азота, величина пространственного угла доминирующей эмиссии микрочастиц оказалось заметно большей. В частности, Baouchi и Perry [145] установили, что при осаждении покрытия TiN микрочастицы Ti эмитируются во всех направлениях, но преимущественно под углами 60° к плоскости катода (рисунок 1.11). Было установлено, что количество микрочастиц не зависит от толщины осаждаемого покрытия. На пять образцов были нанесены покрытия различной толщины [145], при расстоянии подложки в 25 см от катода. Микрочастицы, эмитируемые при малых углах выброса, не учитывались в связи с тем, что данная зона обычно не используется при промышленном осаждении покрытий.

Miernik и Walkowicz [146] провели сравнительное исследование углового распределения микрочастиц для разных дуговых источников (рисунок 1.12, табл. 1.4). Использовался титановый катод, осаждение проводилось в вакууме (10^{-3} Па), без реакционного газа. Представлено распределение микрочастиц с размером 1,0–2,5 мкм. Измерения распределения капель на поверхности субстрата производились с шагом 3 см, что давало среднее угловое разрешение около $6-7^\circ$. Результаты, полученные для всего углового диапазона, усреднялись до диапазона $0-90^\circ$, предполагая

симметричное распределение излучения микрокапель в горизонтальной плоскости.

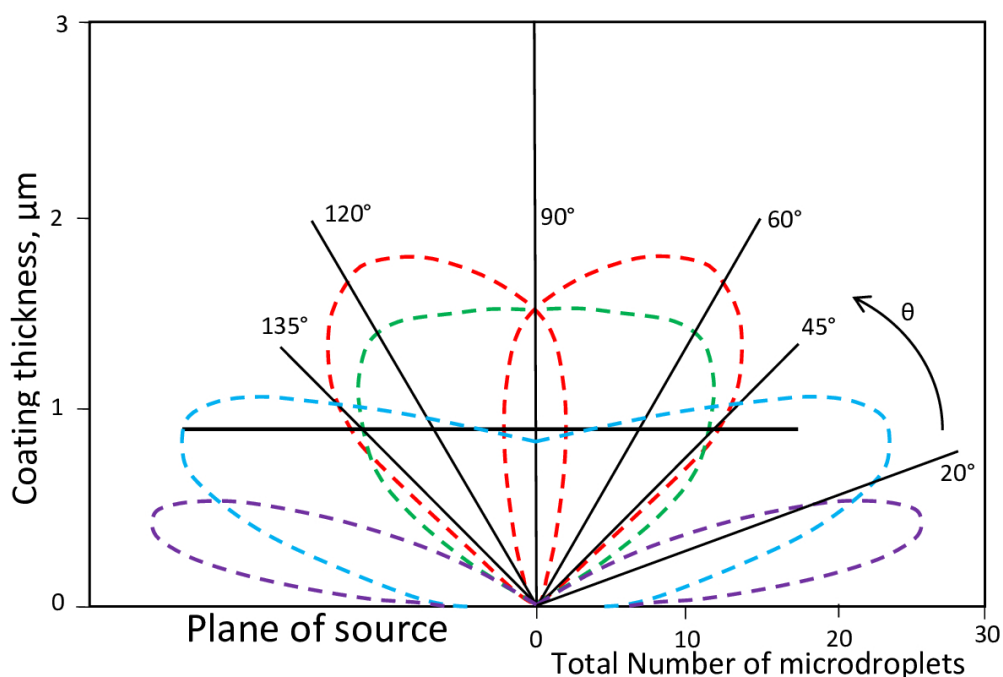


Рисунок 1.11. Угловое распределение микрокапель при дуговом методе осаждения покрытий по данным различных авторов: Baouchi и Perry [145], Daalder и Wielders [138] и Aksenov и др. [127]

Таблица 1.4. Основные параметры исследуемых дуговых источников [146]

	ННВ-6,6-И4	MZ383 (Metaplas Ionon)	ITeE 65EM²	ITeE 55E²m
Диаметр катода, мм	80	63	65	55
Толщина катода, мм	35	26	18	45
Толщина катода при эксперименте, мм	30	21	13	41
Индукция магнитного поля, мТ	5	3	8	—
Ток дуги, А	100	100	100	100

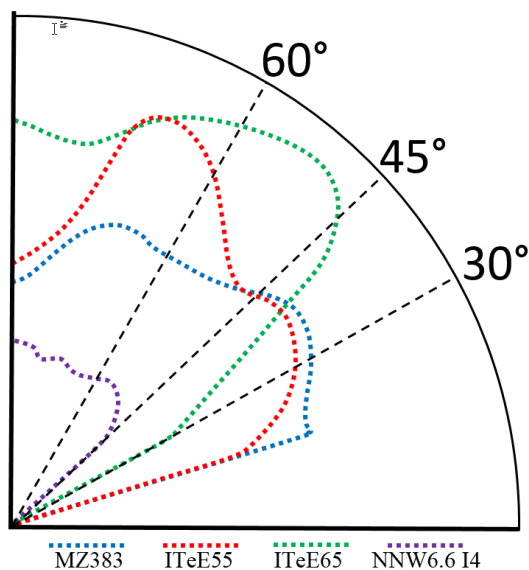


Рисунок 1.12. Нормированное угловое распределение микрокапель для разных источников (по данным [146])

На установке ННВ-6.6-И4 [147–149] в исследованном угловом диапазоне доля микрочастиц с размером $< 2,5$ мкм эмитируется изотропно. В отличие от дугового источника установки ННВ-6.6-И4, у источников MZ383 и ITeE55 можно выделить два угла в доле излучения микрочастиц $< 2,5$ мкм с локальными максимумами: порядка 35 и 70°.

Распределение микрочастиц, эмитируемых дуговым источником ITeE55E²m, было близко к распределению, описанному Baouchi и Perry [145]. Наибольшее количество микрочастиц было эмитировано под углом порядка 55° (см. рисунок 1.12).

Сравнение указанных данных показал, что дуговой источник установки ННВ-6,6-И4 эмитировал наименьшее количество фазы микрочастиц среди всех исследованных дуговых источников. Это количество было более чем в два раза меньше, чем в других источниках. Этот факт можно объяснить структурой источника, который представляет собой упрощенный вариант описанного в литературе прямолинейного плазменно-оптического фильтра

[150]. Кроме того, катод этого дугового источника расположен глубоко в трубчатом аноде, что также влияет на уменьшение количества микрочастиц за счет того, что часть микрочастиц, эмитируемых под острым углом, оседает на поверхности анода и не участвует в процессе создания покрытия. Воздействие направленного потока ионов высокой плотности внутри трубчатого анода на микрочастицы может быть еще одним фактором уменьшения их количества [151, 152]. Возникновение двух максимумов для дуговых источников MZ383 и ITeE55 может быть объяснено явлением отражения микрочастиц от относительно высокого края катода или эмиссией микрочастиц с этих плохо охлаждаемых краев.

Используемая в настоящей работе система САА-PVD (Controlled Accelerated Arc) может быть отнесена к семейству дуговых испарителей с магнитной стабилизацией катодных пятен. Представленный дуговой испаритель САА-PVD обладает рядом особенностей, определяемые конструктивными характеристиками магнитной системы. К ним относятся: высокая надежность инициирования дугового разряда и стабильность его горения в сколь угодно глубоком вакууме; высокий коэффициент использования материала катода; расширенный диапазон величин тока разряда за счет снижения тока среза (например, величина тока погасания разряда на титановом катоде составляет 30...35 А). Данные особенности испарителя позволяют уменьшить выход фракции макрочастиц в плазменный поток и позволяет повысить качество наносимых покрытий [153, 154].

1.4.3 Выбор элементного состава покрытия

Покрытия на основе нитрида циркония, в частности $(\text{Zr,Al})\text{N}$ и $(\text{Zr,Cr,Al})\text{N}$, могут эффективно применяться при лезвийной обработке

заготовок из различных материалов [92, 155–163]. Данные покрытия отличаются высокой твердостью (до 45 ГПа [163]) и износостойкостью. К другим полезным свойствам данных покрытий можно отнести высокую теплостойкость и стойкость к трещинообразованию, что особенно актуально при резании в условиях высокой температуры. Отсутствие титана и его соединений в составе предлагаемых покрытий позволяет прогнозировать снижение диффузионных и адгезионных процессов и связанного с ними изнашивания инструмента.

Введение хрома и, особенно, алюминия в состав покрытий на основе нитрида циркония позволяет заметно повысить их свойства, в частности – теплостойкость (включая стойкость к окислению и диффузии), износостойкость и трибологические характеристики зоны резания, что особенно важно при обработке титановых сплавов. Рассмотрим подробнее влияние алюминия на свойства нитридных покрытий.

Наличие Al в составе покрытий позволяет уменьшить размер зерен вплоть до нанометрического, что позволяет повысить твердость и износостойкость, с одной стороны, а также теплостойкости и стойкости к окислению, с другой стороны [164–166]. Покрытия на основе твердого раствора Al в ГЦК-фазах TiN, ZrN или NbN широко применяются для повышения износостойкости изделий в различных областях. Введение Al в состав фазы TiN ведет к снижению величины параметра решетки и существенному росту твердости [167, 168]. Максимальное значение твердости (порядка 31,4 ГПа) достигается при 60 ат.% Al. Однако дальнейшее повышение содержания Al ведет к снижению твердости в связи с образованием мягкой фазы h-AlN [167–169]. Введение Al в состав фазы TiN обеспечивает повышение стойкости к температурному окислению за счет формирования защитного слоя Al₂O₃ [170]. Доминирующее содержание Al (60–70 ат.%) в составе покрытия позволяет увеличить порог начала активного окисления до 950 °C [169]. Введение Al оказывает также позитивное влияние

на теплостойкость покрытия. Покрытие (Ti,Al)N сохраняет достаточно высокую твердость (15 ГПа) при температуре 800 °С [171]. При температурах 900 °С и выше наблюдается распад метастабильной фазы $c\text{-Ti}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$ на две фазы: $c\text{-TiN}$ и $h\text{-AlN}$ [172, 173].

Покрытия на основе системы $(\text{Cr}_x, \text{Al}_{1-x})\text{N}$ достаточно часто используются для повышения износостойкости режущего инструмента. Данные покрытия обладают высокой твердостью, хорошей стойкостью к абразивному изнашиванию, благоприятными трибологическими характеристиками в сочетании с хорошей теплостойкостью и стойкостью к окислению [174–176]. Эффект повышения теплостойкости при введении в состав дополнительных элементов достигается за счет повышения температуры диссоциации связей Cr – N, что также обеспечивает сохранения твердости при высоких температурах.

Введение Al в состав ZrN обеспечивает аналогичный эффект: уменьшается размер зерен, повышается твердость и износостойкость. Максимальная твердость покрытия (Zr,Al)N достигается при содержании 14 ат.% Al. Дальнейшее повышение содержания Al ведет к снижению твердости и износостойкости [177]. Кубическая структура $c\text{-(Zr,Al)N}$ сохраняется при содержании Al не более 45 ат.% [159]. Применение покрытий с многослойной структурой позволяет обеспечить более высокую, по сравнению с однослойными покрытиями ZrAlN и TiAlN, твердость при температуре 1100 °С. Такой эффект был достигнут в многослойных покрытиях ZrAlN-TiN и ZrAlN-ZrN. Такой эффект многослойной структуры объясняется меньшим размером зерен, а также тем, что различие в упругих свойствах между нанослоями затрудняет перемещение дислокаций. При этом деформации, возникающие из-за различий в параметрах решетки между нанослоями, также способствуют общему повышению твердости и износостойкости [178].

Позитивное влияние на свойства покрытия оказывает также введение Al в состав NbN. Твердость покрытия (Nb,Al)N возрастает при повышении содержания Al и достигает 31 ГПа при содержании 40 ат.% Al. Как и в рассмотренных ранее случаях, при дальнейшем повышении содержания Al твердость начинает снижаться за счет формирования h-AlN [179, 180]. При содержании 34 ат.% Al достигается максимальная теплостойкость данного покрытия (700 °C). Температура теплостойкости снижается до 500 °C при дальнейшем повышении содержания Al [179]. Повышение содержания Al до 71 ат.% позволяет заметно повысить температуру начала активного окисления (800 °C) [180].

ВЫВОДЫ по Главе 1.

Проведенный анализ результатов предшествующих исследований показывает перспективность повышения режущих характеристик инструмента для токарной обработки титановых сплавов путем нанесения многослойных (нанослойных) покрытий с рационально подобранными параметрами и оборудования вакуумно-плазменного осаждения. Можно также сделать следующие выводы:

1. Титан и сплавы на его основе относятся к числу труднообрабатываемых материалов. При точении титана в зоне резания формируется область чрезвычайно высокой температуры в связи с низкой теплопроводностью титана и плохими условиями теплоотвода. За счет высокой способности титана к окислению существенно снижается зона контакта между стружкой и передней поверхностью инструмента, что также ухудшает условия теплоотведения. Кроме этого, титан имеет склонность к активной адгезии с инструментальным материалом, высокой степени диффузии и химического взаимодействия в условиях высоких температур.

2. Так как обработка титана связана с высокими температурами в зоне резания, ключевыми механизмами изнашивания инструмента становятся диффузионное и окислительное изнашивание. Соответственно, существенное значение приобретает способность инструмента сопротивляться данным видам изнашивания.

3. К особенностям токарной обработки титановых сплавов твердосплавным режущим инструментом относится активное диффузионное растворение кобальтовой связки, за счет чего происходит вырыв карбидных зерен. Другой особенностью является формирование фазы карбида титана TiC за счет диффузии углерода из карбидных зерен твердого сплава в обрабатываемый материал и, соответственно, снижение содержания углерода в зернах WC, что приводит к охрупчиванию и разрушению твердосплавного инструмента.

4. Использование режущего инструмента с износостойкими покрытиями может обеспечить повышение периода стойкости, снижение интенсивности изнашивания и повышение скорости резания. Однако покрытия на основе нитрида титана часто не обеспечивают заметного повышения свойств инструмента за счет химического сродства покрытия и обрабатываемого материала и активной диффузии между ними.

5. Хорошей альтернативой покрытиям на основе TiN являются покрытия на основе нитрида циркония, которые имеют меньшее химическое сродство с обрабатываемым материалом, обладая при этом хорошими эксплуатационными свойствами.

6. Дополнительное повышение свойств покрытия, в частности – теплостойкости, трещиностойкости и износостойкости может быть достигнуто за счет применения нанослойной структуры покрытия, причем рационально подобранные параметры данной структуры оказывают позитивное влияние на режущие свойства инструмента.

В проанализированной литературе практически отсутствует информация по покрытиям с переменной величиной периода модуляции. Покрытия с нанослойной архитектурой рассматриваются достаточно широко, но только при постоянной величине периода модуляции. При этом использование архитектур покрытий с переменной величиной периода модуляции может позволить дополнительно повысить их эксплуатационные свойства, в частности – теплостойкость и трещиностойкость, а также стойкость к диффузии, что особенно важно при обработке титановых сплавов.

Имеющиеся на рынке серийно выпускаемые системы PVD не позволяют в достаточной степени управлять параметрами формируемой нанослойной структуры покрытий, они ограничены в варьировании составами покрытий в широком диапазоне. В связи с вышеизложенным целесообразно использовать инновационное оборудование, позволяющее эффективно реализовать поставленные научные и практические цели, в частности – оборудование с системами FCVAD и CAA-PVD.

Глава 2. Разработка и апробация износостойких покрытий с переменной величиной периода модуляции нанослоев

2.1 Разработка методологии и методики проведения исследований

2.1.1 Формулирование рабочих подходов исследования.

Целью исследования является повышение производительности обработки точением деталей из титанового сплава путем применения износостойких покрытий с переменной величиной периода модуляции нанослоев. Сформулируем основные научные гипотезы настоящей работы. Проведенный литературный анализ (см. Главу 1) позволил сделать следующие выводы о влиянии периода модуляции на эксплуатационные свойства покрытия и режущие свойства инструмента с покрытием:

1. Величина периода модуляции оказывает заметное влияние на свойства покрытия и режущие свойства инструмента
2. Влияние периода модуляции на свойства покрытия нелинейно и имеет экстремальный характер
3. В зависимости от условий резания (в первую очередь – от скорости резания, определяющей температуру в зоне резания, и марки обрабатываемого материала) наилучшие свойства демонстрируют покрытия с различной величиной периода модуляции. Не существует универсальной величины периода модуляции, обеспечивающей наилучшие режущие свойства инструмента при любых условиях резания.
4. При различных условиях резания наилучшие режущие свойства инструмента могут обеспечивать покрытия как с относительно большой

(более 100 нм), так и с весьма малой (10 нм и менее) величиной периода модуляции.

5. Различия в величине периода модуляции покрытия, обеспечивающей наилучшие режущие свойства инструмента, связаны с доминирующими при конкретных условиях резания механизмами изнашивания инструмента (адгезионно-усталостный, абразивный, диффузионный и окислительный)

6. Величина периода модуляции покрытия, обеспечивающая наилучшие режущие свойства инструмента, связана также с составом покрытия.

На основе обобщения результатов литературного анализа были сформулированы рабочие подходы к решению задач, составлен алгоритм проведения экспериментов и определена методика проведения исследований.

Рабочие подходы исследования:

1. Исходя из того, что при различных условиях резания, в зависимости от доминирующих механизмов изнашивания, наилучшие режущие свойства инструмента обеспечиваются покрытиями как с большей, так и с меньшей величиной периода модуляции, можно предположить, что сочетание в одном покрытии нанослоев с различными периодами модуляции позволит обеспечить эффективное сопротивление одновременно нескольким механизмам изнашивания.

2. Постепенный переход от большего периода модуляции к меньшему и наоборот может обеспечить лучшую прочность когезионной связи между нанослоями и, в итоге, обеспечить лучшую износостойкость покрытия.

3. Используя покрытия с рационально подобранным характером изменения величины периода модуляции можно обеспечить повышение скорости резания при сохранении периода стойкости инструмента, за счет чего можно достичь дополнительного повышения производительности процесса резания.

2.1.2 Алгоритм проведения экспериментов.

Для проведения исследований были выбраны покрытия с трехслойной архитектурой, включающей адгезионный, промежуточный и износостойкий слой, при этом износостойкий слой имел нанослойную структуру с изменяющейся величиной периода модуляции [181].

С целью разностороннего сопоставления свойств разработанных покрытий был составлен алгоритм проведения экспериментов, включающий измерение и исследование следующих параметров и свойств:

- твердость (микротвердость). Имеется определенная сложность измерения твердости покрытий, представляющих собой тонкую и очень твердую пленку, осажденную на существенно более мягкий субстрат. При достаточно больших нагрузках индентор пробивает покрытие и входит в субстрат, что не позволяет получить адекватный результат твердости покрытия. При недостаточных нагрузках формируется плохо различимый отпечаток, который трудно адекватно измерить. Даже в случае, когда индентор не пробивает покрытия и отпечаток достаточно четкий, необходимо учитывать упруго-пластические деформации субстрата, оказывающие влияние на получаемый результат. Другой проблемой является неоднородность поверхности покрытия. В частности, имеет место фаза микрочастиц (не всегда визуально различимая, так как может быть внедрена в структуру покрытия; так как покрытие имеет кластерную структуру, внедрение индентора в межкластерную границу и в центральную область кластера даст различные результаты по твердости. Исходя из вышеизложенного необходимо проведение большого числа измерений, отбрасывая экстремально низкие/высокие значения и определяя среднее значение твердости. В данном исследовании делалось не менее 20 измерений твердости для каждого образца;

- значение величины критической нагрузки разрушения при скретч-тестировании и характер такого разрушения. Так как исследуются покрытия с нанослойной структурой, традиционный взгляд на скретч-тест, как на способ определения прочности адгезионных связей между покрытием и субстратом, в данном случае не совсем корректно. При скретч-тесте происходит не только нарушение адгезионной связи между покрытием и субстратом, но и нарушение когезионных связей между нанослоями покрытия. Часто различие в этих процессах невозможно установить как с помощью анализа акусто-эмиссионного сигнала, так и визуальным способом. Однако данный метод позволяет определить общую прочность покрытия, его стойкость к разрушению при воздействии перемещающегося индентора;

- коэффициент трения;

- структура покрытия на поперечном шлифе, элементный и фазовый состав покрытий (исследования проводятся с помощью методов СЭМ и ПЭМ);

- период стойкости режущего инструмента с покрытиями. Проводится не менее 5 тестов для каждого образца, измерение величины износа по задней поверхности проводится через равные интервалы времени, определяется среднее значение величины износа по временным интервалам для каждого образца, затем строятся графики «износ – время резания», с индикацией разброса значений измерений (планки погрешности). Для заготовок из стали 45 обработка точением осуществляется при скорости резания $V = 400$ м/мин, а для заготовок из титанового сплава ВТ6 – при трех разных скоростях: 50, 75 и 100 м/мин. По результатам испытаний строится график зависимости периода стойкости инструмента от скорости резания;

- характер изнашивания режущего инструмента с покрытиями;

- характер трещинообразования в покрытиях, механика разрушения покрытий при резании (исследования проводятся с помощью методов СЭМ и ПЭМ);

- диффузионные и окислительные процессы в покрытиях при резании (исследования проводятся с помощью методов СЭМ и ПЭМ).

Исследования режущих свойств инструмента с покрытиями проводились при точении двух материалов различных групп обрабатываемости:

- предварительная проверка выдвинутых рабочих гипотез проводилась при точении стали 45. Данный материал был выбран, исходя как из «эталонности» (коэффициент обрабатываемости 1), так и исходя из очевидных различиях в условиях резания по сравнению с титановыми сплавами, что позволяет исследовать износостойкость и характер изнашивания покрытий с переменным значением периода модуляции при существенно отличающихся условиях резания;

- основная серия экспериментов с целью подтверждения выдвинутых гипотез проводилась при точении титанового сплава ВТ6. Данный материал был выбран, исходя из массовости его применения в современной индустрии (около 40–45 % от общего объема производимых в мире деталей из титановых сплавов [15]).

2.1.3 Особенности метода осаждения покрытий (Система САА-PVD)

Осаждение изучаемых покрытий осуществлялось на специально модернизированной установке ВИТ-2. Данная установка имеет три катодные системы, расположенные в горизонтальной плоскости, под углом 90° друг у другу. В средней позиции располагается испаритель системы фильтруемое катодное вакуумно-дуговое осаждение (filtered cathodic vacuum arc deposition – FCVAD), обеспечивающий максимальную (до 98 %) фильтрацию микрочастиц, а также высокую фокусировку плазменного потока, что обеспечивает формирование четко выраженной нанослойной структуры. На

данную систему устанавливался катод Al (99,8 %). На два других испарителя системы с контролируемой асситируемой дугой (Controlled Accelerated Arc – САА-PVD) были установлены катоды Zr (99,9 %) или Ti (99,8 %) (в зависимости от состава покрытия) и Cr (99,8 %).

Рассматриваемая в настоящей работе система САА-PVD может быть отнесена к семейству дуговых испарителей с магнитной стабилизацией катодных пятен. Рассмотрим преимущества данной системы, обусловившие ее выбор для осаждения исследуемых покрытий. Кроме САА-PVD, можно выделить несколько систем, в которых применяется сочетание электромагнитной катушки и постоянных магнитов.

Зеленковым и др. [182] было предложено устройство, в котором удержание катодного пятна на рабочей поверхности катода осуществляется магнитным полем арочной конфигурации и электроизолированным экраном. Существует некоторая вероятность ухода пятна из под арки магнитного поля, особенно при существовании двух и более катодных пятен. В связи с этим, во избежении попадания пятна на нерабочую поверхность катода и создания аварийной ситуации, в предложенном дуговом источнике используется электроизолированный экран, который охватывает боковую поверхность катода. Применение статического магнитного поля арочной конфигурации приводит к снижению ресурса работы катода за счет его кольцевой выработки. Для устранения этого ограничения устройство снабжено электромагнитной катушкой, изменяющей во времени форму арочного магнитного поля над рабочей поверхностью катода. Необходимо отметить, что применение экрана снижает стабильность горения разряда при малых величинах его тока.

Аналогичный принцип работы имеет дуговой испаритель представленный в работе [183]. В данном устройстве удержание катодного пятна на рабочей поверхности катода также осуществляется магнитным полем арочной конфигурации и электроизолированным экраном. Отличие состоит

только в том, что электромагнитная катушка, создающая изменяющееся по величине и во времени магнитное поле, охватывает катод и расположена коаксиально с ним. В указанных устройствах [182, 183] движение катодного пятна осуществляется по замкнутым кольцевым траекториям под вершиной арки магнитного поля. При изменении величины тока в электромагнитной катушке за счет суперпозиции полей постоянных магнитов и катушки происходит смещение арки магнитного поля и, следовательно, траектории движения катодного пятна в радиальном направлении. Таким образом зона катодного пятна на поверхности катода находится в кольцевой области между двумя крайними положениями арок магнитного поля. В работе [184] описана аналогичная система, позволяющая регулировать магнитное поле катодного источника дуги. В данной системе цилиндрические магниты NdFeB используются для создания статического магнитного поля. Обмотка электромагнитной катушки создает переменное противоположное магнитное поле за счет изменения тока катушки. Достоинством подобных устройств является то, что под действием магнитного поля изменяемой во времени арочной конфигурации катодные пятна увеличивают скорость перемещения по поверхности катода и, как следствие, происходит снижение выхода макрочастиц.

В современных промышленных вакуумных установках для нанесения покрытий применяются дуговые испарители различных конструкций и с различными способами удержания катодных пятен на рабочей поверхности катода. В частности, используются устройства с электроизолированным экраном и удержанием катодных пятен магнитным полем различной конфигурации [126, 184, 185]. Магнитное удержание катодных пятен вакуумной дуги с помощью осевого неоднородного поля основано на их свойстве смещаться в направлении острого угла, образованного силовыми линиями магнитного поля с поверхностью катода. Этот способ имеет

значительные преимущества, поскольку отсутствие электроизолированного экрана, охватывающего нерабочие поверхности катода, облегчает обслуживание дугового испарителя, упрощает сборку и разборку, исключает аварийную ситуацию при запылении зазора между экраном и катодом, имеет высокую надежность поджига дугового разряда.

На рисунке 2.1, а приведена схема штатного дугового испарителя установки ННВ-6,6-И4 с магнитным удержанием катодных пятен в осевом поле [132, 133, 186]. Данный испаритель используется в настоящей работе в качестве референтного в связи со своей достаточно высокой эффективностью и широким использованием при осаждении покрытий. Конический катод 1 закреплен на водоохлаждаемом держателе 6 и размещен в корпусе (аноде) 2. Удерживающее поле создается стабилизирующей электромагнитной катушкой 4, расположенной на аноде коаксиально с катодом и фокусирующей катушкой 5. При необходимости электромагнитная катушка может обеспечивать эффективную фокусировку генерируемого плазменного потока. Инициирование дугового разряда осуществляется устройством поджига 3. Несмотря на то, что концепция установки ННВ-6,6 была разработана еще в конце 1970-х, данное оборудование в незначительно модернизированном виде (модернизация затрагивает в основном систему управления и вакуумную систему) продолжает выпускаться различными производителями в России, Китае, Украине и ряде других стран, а также широко использоваться при нанесении покрытий на металлорежущий инструмент.

Дальнейшим развитием вакуумных дуговых устройств с магнитным удержанием катодных пятен явился испаритель САА-PVD, представленный на рисунке 2.1, б. В данном устройстве цилиндрический катод 1 закреплен на держателе 6 и может быть размещен на специальном фланце или стенке вакуумной камеры 2, являющейся анодом. В качестве анода могут также

использоваться другие конструктивные элементы камеры. Инициирование дугового разряда осуществляется устройством поджига 3.

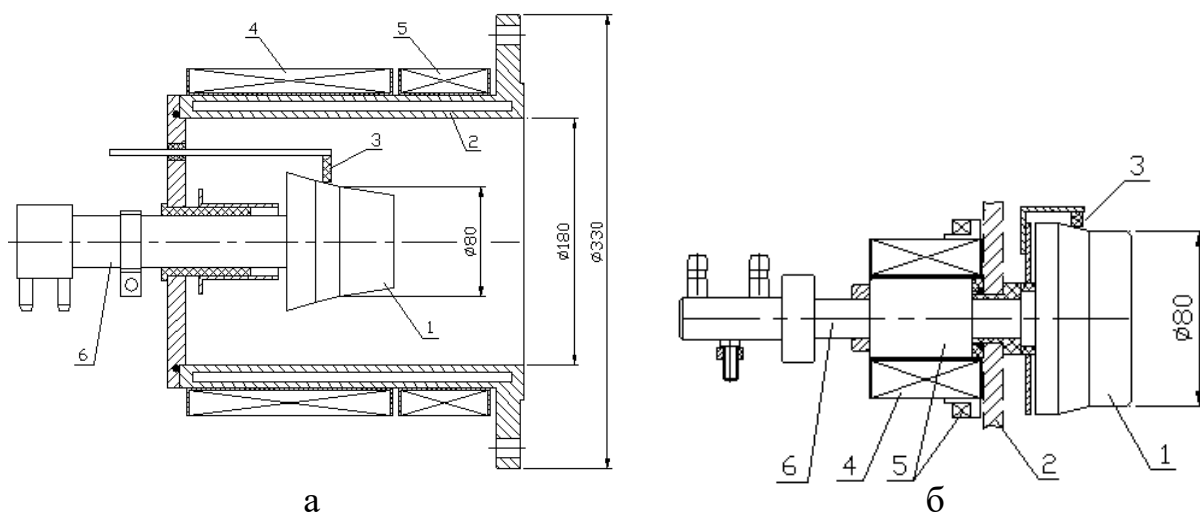


Рисунок 2.1. Схема дугового испарителя: а – с магнитным удержанием катодных пятен осевым полем (ННВ-6,6-И4) [132, 133, 186]; б – с пульсирующим магнитным полем – САА-PVD [153, 154]

Удерживающее поле формируется магнитной системой 5 и управляющей электромагнитной катушкой 4. Катушка 4 создает осевое неоднородное вариационное, пульсирующее магнитное поле, что позволяет не только удерживать катодные пятна на торцевой рабочей поверхности катода, но и управлять траекторией их движения. За счет изменяемой во времени топографии неоднородного осевого магнитного поля катодные пятна осуществляют движение с высокой скоростью по спиральным траекториям от центра катода к периферии и обратно. При этом катодные пятна осуществляют минимальное тепловое воздействие на локальные области катода. Это связано с тем, что траектория их движения, смещаясь по спирали, не попадает на их предыдущий «горячий» след, что снижает эмиссию макрочастиц.

В результате проведенных исследований [153, 154] было установлено, что:

- применение системы САА-PVD наиболее эффективно снижает количество крупных микрочастиц (размер которых превышает 8 мкм), а также значительно уменьшает количество средних (3–8 мкм) и мелких (0,5–3,0 мкм) микрочастиц;
- технология САА-PVD позволяет уменьшить расстояние между поверхностью катода и образцом до 150 мм (с 230 мм), получая покрытие с более высокой микротвердостью и более низкой плотностью микрочастиц в сравнении с технологией ННВ-6,6-И4;
- при использовании технологии САА-PVD при идентичном пространственном расположении образцов формируется структура с меньшими размерами зерен и менее выраженным столбчатым строением, такая структура может объяснять более высокую микротвердость покрытия. Можно прогнозировать более высокие эксплуатационные характеристики такого покрытия (например, при использовании в качестве износостойкого покрытия для режущего инструмента).

Данные преимущества обусловили выбор оборудования САА-PVD для осаждения исследуемых в настоящей работе покрытий. Для алюминиевого катода использовался испаритель фильтруемого катодного вакуумно-дугового осаждения (ФКВДО, FCVAD), позволяющий эффективно фильтровать фазу микрочастиц и обеспечивать формирование четко выраженных границ слоев, насыщенных алюминием.

2.1.4 Условия осаждения покрытий и формирования нанослойной структуры

Осаждение покрытий для проведения предварительных экспериментов по точению заготовок из стали 45 проводилось по следующей схеме. Для покрытий V1-1 и V1-2 в процессе осаждения износостойкого слоя через

каждые 5 минут осаждения изменялась скорость вращения поворотного стола. Для покрытия V1-1 скорость вращения уменьшалась, а для покрытия V1-2 – увеличивалась (табл. 2.1).

Таблица 2.1. Условия формирования нанослойной структуры покрытий для образцов серии V1 и V2

Образец	Интервал, минуты						
	0...5	5...10	10...15	15...20	20...25	25...30	30...35
Скорость вращения поворотного стола							
V1-1	4,0	3,0	2,0	1,5	1,0	0,5	0,25
V1-2	0,25	0,5	1,0	1,5	2,0	3,0	4,0
V1-3	1,5 (постоянная)						
V2-1	4,0	3,0	2,0	1,5	1,0	0,5	0,25
V2-2	0,25	0,5	1,0	1,5	2,0	3,0	4,0
V2-3	4,0	2,0	0,5	0,25	0,5	2,0	4,0
V2-4	0,25	0,5	1,0	2,0	1,0	0,5	0,25
V2-5	1,5 (постоянная)						

Референтное покрытие V1-3 осаждалось при постоянной скорости вращения стола 1,5 об/мин. Для проведения экспериментов по точению заготовок из титанового сплава ВТ6 были изготовлены образцы серии V2 (см. табл. 2.1). Кроме аналогичным серии V1 образцам с увеличивающимся и уменьшающимся периодом модуляции, были изготовлены образцы V2-3 и V2-4 с периодом модуляции, изменяющимся от наибольшего к минимальному и затем опять к наибольшему и в обратной последовательности, соответственно.

В качестве субстрата использовались твердосплавные пластины производства КЗТС (Россия). Использовались две марки твердого сплава, в

соответствии с рекомендациями производителя: А10 (для титановых сплавов – группа S) (аналог ВК6ОМ), Н10 (для стали – группа Р) (аналог Т15К6).

Параметры процесса осаждения для покрытий серии V1 и V2 представлены в табл. 2.2.

Таблица 2.2. Параметры осаждения исследуемых МНИП на установке ВИТ-2

Этап процесса осаждения		p , Па	U , В	Ток дуги катода			
				I_{Al} , А	I_{Ti} , А	I_{Cr} , А	I_{Zr} , А
Подготовка установки (вакуумирование и прогрев вакуумной камеры)		0,06	+20	120	65	-	-
Нагрев и травление пластин		2,0	100DC/ 900 AC $f = 10$ кГц, 2:1	80	-	-	-
Осаждение покрытия							
V1	Ti -TiN -(Ti,Cr,Al)N	0,36	-160	160	55	75	-
V2	Zr-ZrN-(Zr,Cr,Al)N	0,36	-160	160	-	75	65

На испарители САА-PVD были установлены следующие катоды, в зависимости от осаждаемого покрытия: Ti (99,66 ат.%) или Zr (99,66 ат.%), Cr (99,66 ат.%). Катод алюминия (99,66 ат.% Al) устанавливали на испаритель фильтруемого катодного вакуумно-дугового осаждения (ФКВДО, FCVAD).

Технологический цикл нанесения покрытий на образцы включал следующие основные этапы:

- мойка в специальном щелочном растворе с ультразвуковой стимуляцией процесса;
- сушка в потоке очищенного воздуха;
- промывка спиртом высокой очистки;
- размещение образцов на специальной оснастке, которая затем устанавливается в ячейку поворотного стола установки;

- вакуумирование камеры с образцами (до давления около $1,3 \times 10^{-3}$ Па)
- термоактивация поверхности и ионное травление (очистка) в атмосфере инертного газа (аргон);
- осаждение покрытий:
 - осаждение адгезионного подслоя в атмосфере инертного газа (чистый металл – Zr или Ti);
 - Осаждение переходного слоя в атмосфере азота (двухкомпонентный нитрид – ZrN или TiN);
 - осаждение износостойкого слоя с нанослойной структурой в атмосфере азота (четырёхкомпонентный нитрид (Zr,Cr,Al)N или (Ti,Cr,Al)N);
- остывание образцов в условиях низкого давления.

2.2. Исследование функциональных свойств покрытий Ti-TiN-(Ti,Al,Cr)N с переменной величиной периода модуляции и режущих свойств инструментов с такими покрытиями

Рассмотрим влияние изменяющейся величины λ на кристаллическое строение покрытия, его механические свойства, износостойкость и характер разрушения при точении заготовок из стали 45.

Рассматривались три покрытия Ti-TiN-(Ti,Al,Cr)N:

- Покрытие **V1**, в котором величина λ увеличивалась по толщине от 30 до 300 нм,
- Покрытие **V2**, в котором величина λ уменьшалась по толщине от 300 до 30 нм и
- Референтное покрытие **V3** с постоянной величиной $\lambda = 50$ нм.

Все три покрытия имеют трехслойную архитектуру: толщина адгезионного слоя Ti составляет порядка 30–50 нм, переходный слой TiN –

0,5–0,7 мкм, износостойкий слоя (Ti,Al,Cr)N с описанной выше наноструктурой толщиной порядка 3,5 мкм.

Твердость и модуль упругости покрытий измерялись на механическом автоматизированном тестере СВ-500 (Nanovea, США) с наномодулем. Применялся индентор Берковича, максимальная нагрузка составляла 200 мН, а скорость нагружения 400 мН/мин. Для каждого образца проводилось 10 измерений, после чего определялось среднее значение параметров.

Измерение прочности адгезионной связи с субстратом измерялась в соответствии с методикой ASTM C1624-05.

Для исследования нано- и микроструктуры покрытий использовались как сканирующий (СЭМ), так и просвечивающий (ПЭМ) микроскопы:

- SEM Carl Zeiss EVO 50, с EDX системы X-Max – 80 мм² (OXFORD Instruments). Съемка проводилась обратно рассеянными электронами (20 кВ, 750 пА).
- TEM JEM 2100 (JEOL, Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Элементный состав изучался с помощью ПЭМ с EDX системой INCA Energy (OXFORD Instruments). Изготовление образцов для ПЭМ осуществлялось сфокусированным ионным пучком (FIB) на оборудовании Strata 205 (FEI, США).

Износостойкость образцов с покрытиями исследовалась при продольном точении стали 45 на токарном станке на ACU 500 MRDlathe (Sliven) с ZMM CU500MRD двигателем с переменной скоростью вращения в условиях сухого резания при режимах резания: подача (s) = 0.1 об/мин, глубина резания (t) = 0,5 мм, скорость резания (V) = 400 м/мин. Для каждого типа покрытия проводилось 5 стойкостных испытаний, результаты подвергались статистической обработке.

2.2.1. Механические свойства, морфология поверхности и структура полученных покрытий

Покрытия V1-1 и V1-2 имеют весьма близкие значения твердости, однако твердость покрытия V1-3 несколько выше (табл. 2.3). Величины модуля упругости у всех трех покрытий практически идентична.

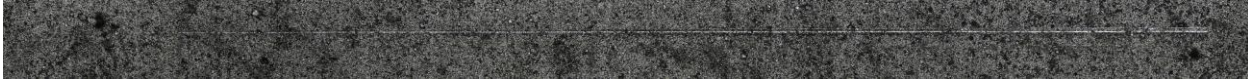
Таблица 2.3. Механические свойства исследуемых покрытий серии V1

	Микротвердость (HV)	Модуль упругости (ГПа)
V1-1	2676,94 ± 212,17	296,10 ± 43,12
V1-2	2599,91 ± 124,32	317,52 ± 61,32
V1-3	3121,45 ± 243,61	327,93 ± 21,45

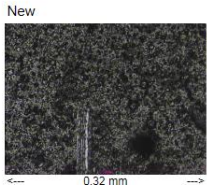
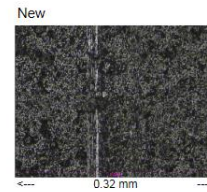
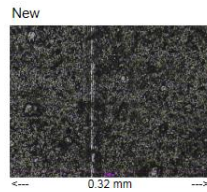
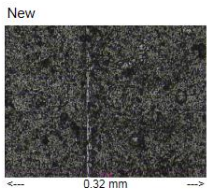
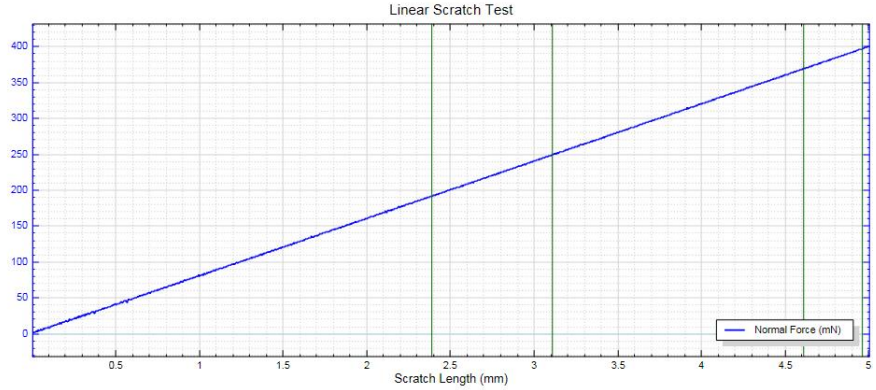
Исследования стойкости покрытий к разрушению при скретч-тесте (рисунок 2.2) показали, что все три покрытия сохраняют стойкость к разрушению при предельной нагрузке в данной серии тестов (40 Н). При предельной нагрузке имеет место разрушение внешних нанослоев покрытий, однако все три покрытия сохраняют часть внутренних слоев и прочную адгезионную связь с субстратом.

У всех трех покрытий наблюдается идентичность в поверхностной морфологии (рисунок 2.3). Микрочастицы, присутствующие на поверхности, сформировались на завершающем этапе осаждения.

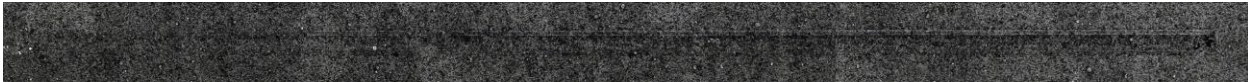
Структура исследуемых покрытий на поперечном срезе представлена на рисунке 2.4. Рассматриваемые покрытия имеют очевидное нанослойное строение, у покрытий V1-1 и V1-2 можно видеть изменение (соответственно, уменьшение и увеличение) периода модуляции λ , у покрытия V1-3 данная величина остается неизменной.



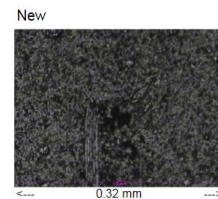
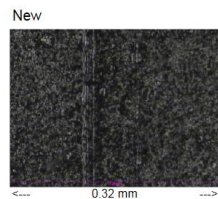
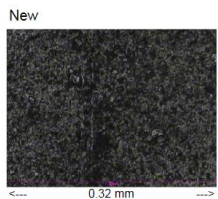
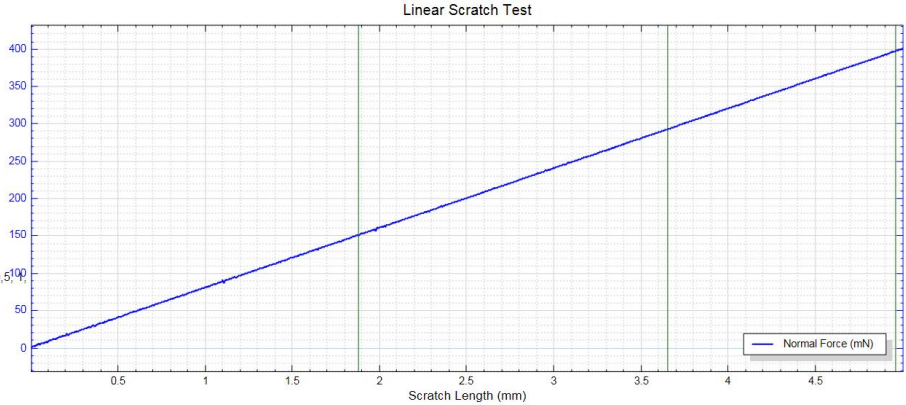
Test Type: Progressive Load
 Initial Load (mN): 1.000
 Final Load (mN): 400.000
 Loading Rate (mN/min): 40.000
 Speed(mm/min): 0.501
 Length (mm): 5
 Indenter Details
 Type: Conical
 Id: C-0003292
 Material: Diamond
 Radius (µm): 2.0
 Test Time: 7/15/2022 2:19:08 PM
 Sample Name: 1.3 HA+TiAlCN
 Sample Number: 3.5
 Lot Number:
 Material: Hard alloys
 Layer Configuration: TiAlCN
 Notes:



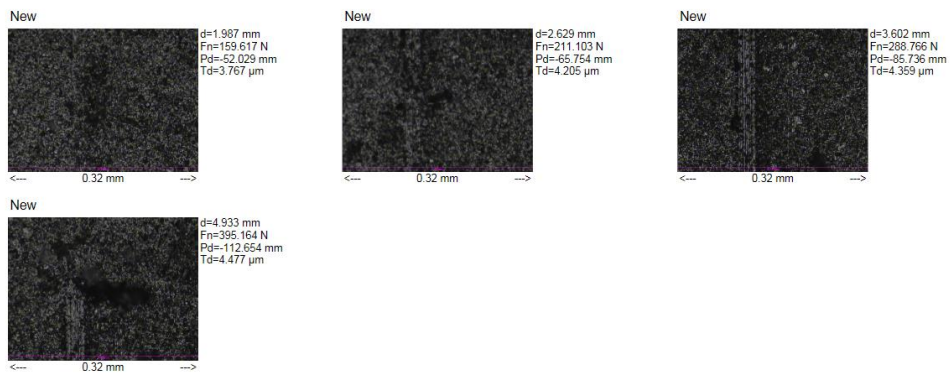
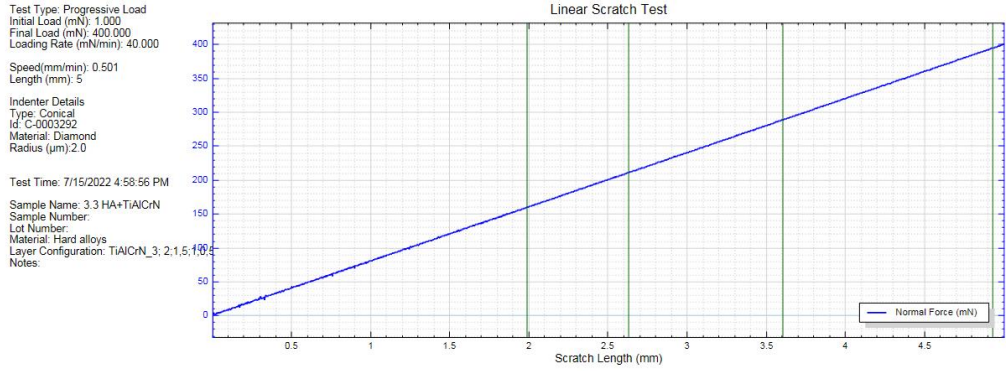
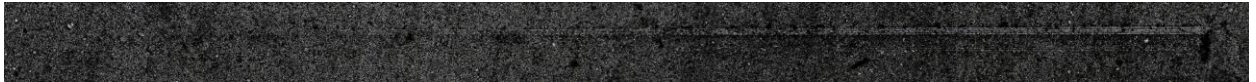
V1-1



Test Type: Progressive Load
 Initial Load (mN): 1.000
 Final Load (mN): 400.000
 Loading Rate (mN/min): 40.000
 Speed(mm/min): 0.501
 Length (mm): 5
 Indenter Details
 Type: Conical
 Id: C-0003292
 Material: Diamond
 Radius (µm): 2.0
 Test Time: 7/15/2022 4:41:06 PM
 Sample Name: 2.3 HA+TiAlCN
 Sample Number:
 Lot Number:
 Material: Hard alloys
 Layer Configuration: TiAlCN_0,25; 0,5; 1; 4
 Notes:



V1-2



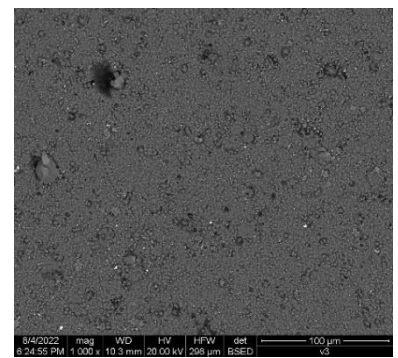
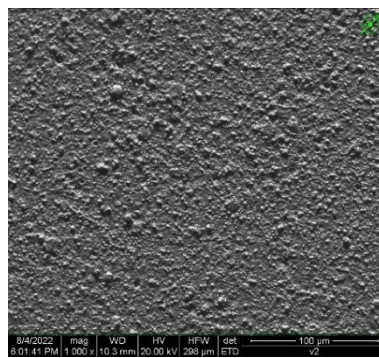
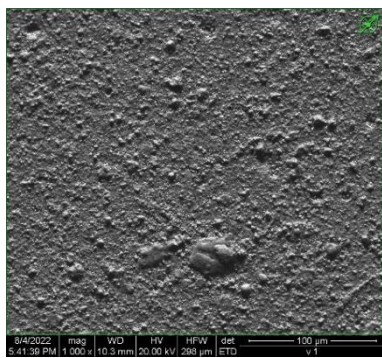
V1-3

Рисунок 2.2. Результаты скретч-теста образцов с изучаемыми покрытиями

V1-1

V1-2

V1-3



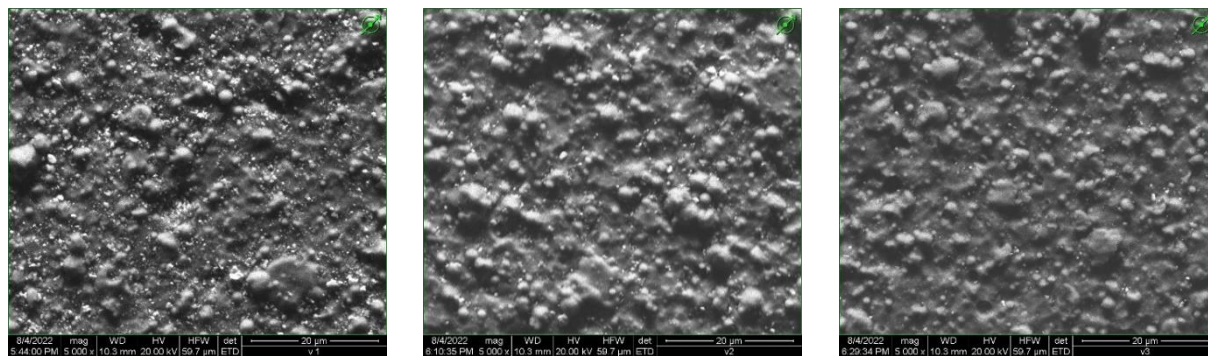


Рисунок 2.3. Морфология поверхности исследуемых покрытий

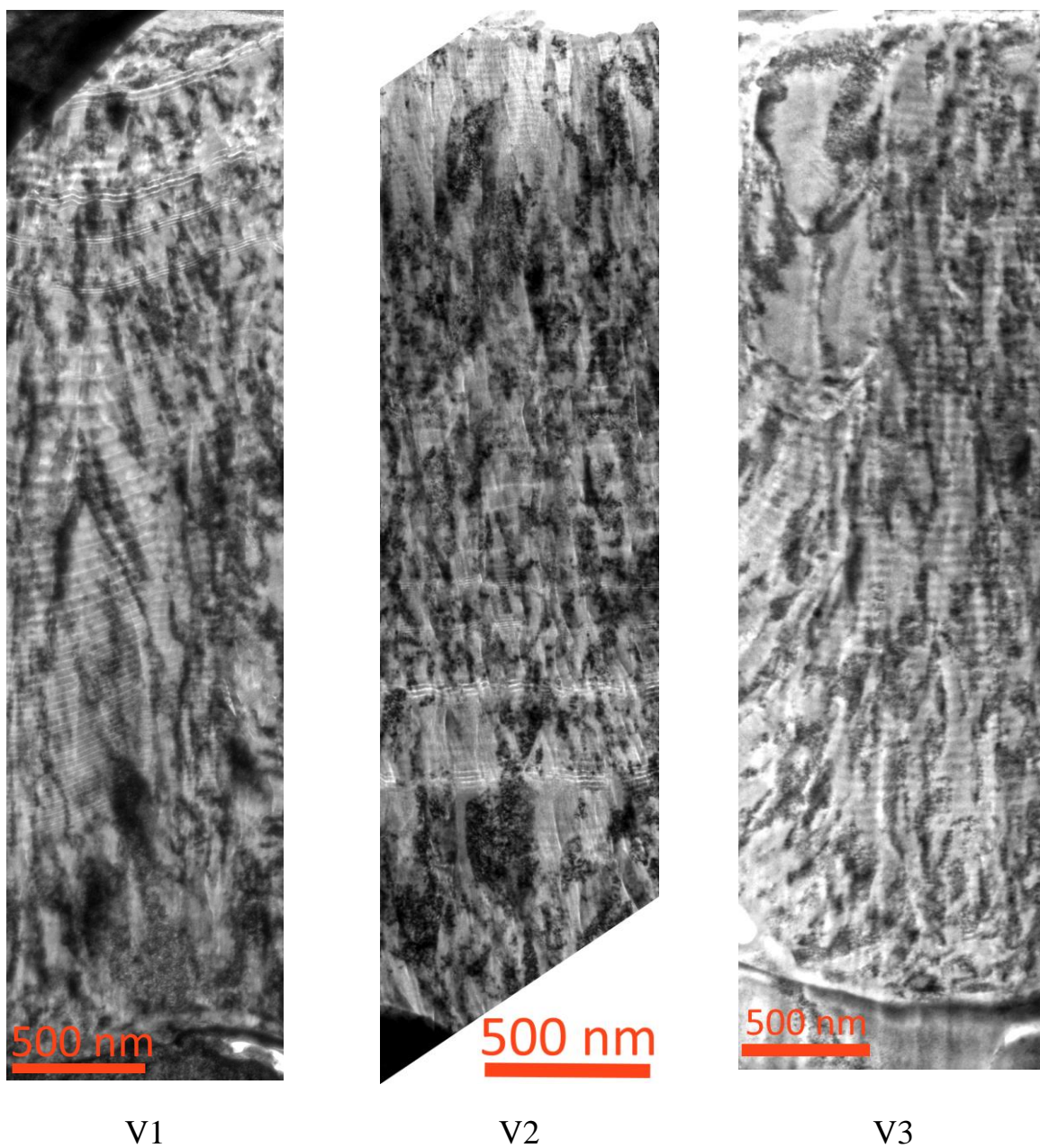


Рисунок 2.4. Структура исследуемых покрытий на поперечном срезе (ПЭМ)

Исследование особенностей структуры покрытия V1-1. Общая структура покрытия V1 (с увеличивающейся величиной периода модуляции от субстрата 20 – 35 – 50 – 70 – 160 – 300 нм), представлена на рисунке 2.5. Общая толщина покрытия составила порядка 4,1 мкм, из которых наноструктурированный износостойкий слой – 3,6 мкм.

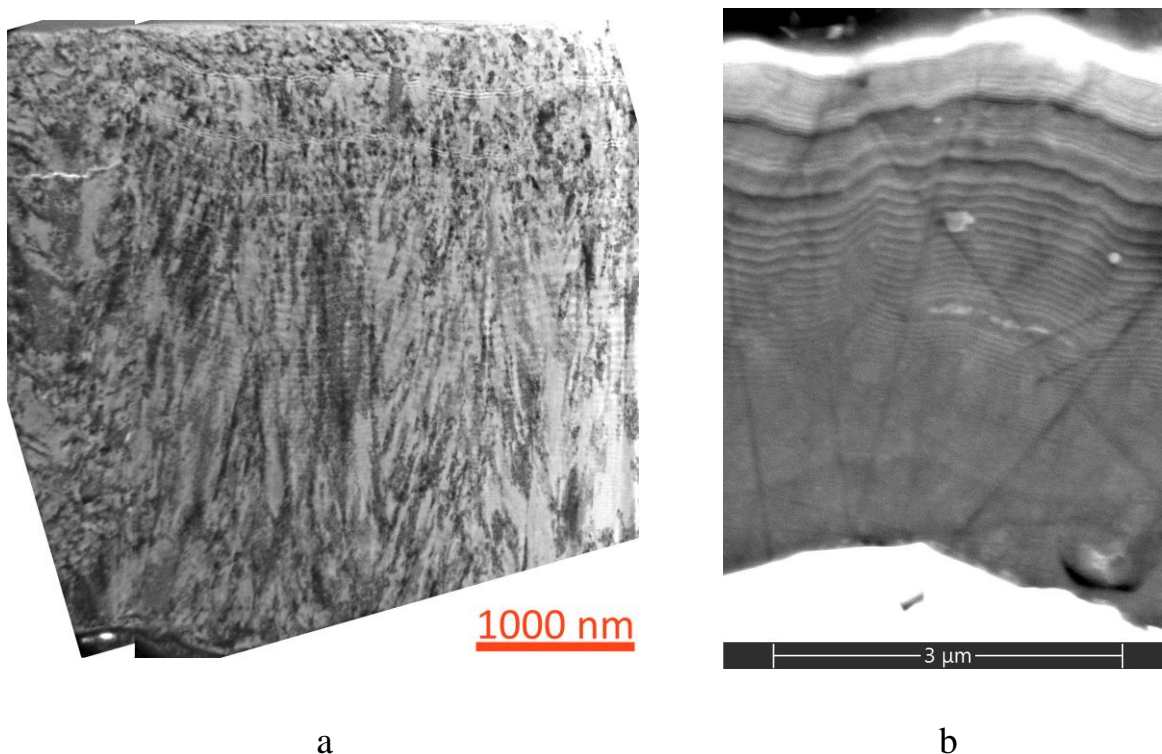
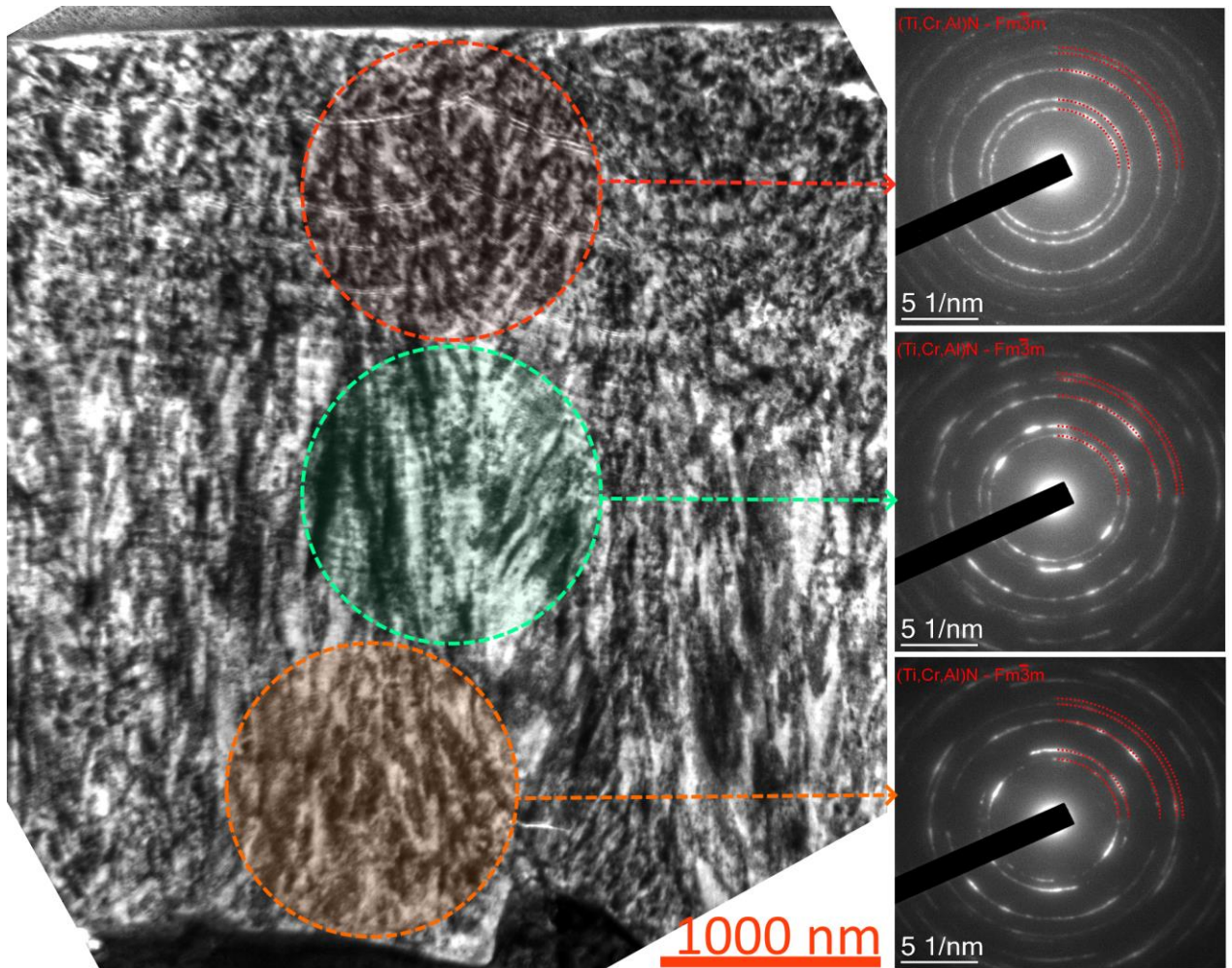


Рисунок 2.5. Структура покрытия V1-1, исследованная с использованием ПЭМ (а), СЭМ (б)

Во всех трех покрытиях доминирующая фаза была идентифицирована, как кубический твердый раствор нитрида (Ti,Cr,Al)N. Для анализа однородности структуры зёрен были получены электронограммы в различных областях по толщине покрытия. Заметного различие по размеру зёрен по толщине покрытия V1-1 обнаружено не было, но судя по интенсивностям рефлексов на электронограммах, приведённых на рисунок 2.6, заметно различие в преимущественной ориентации зёрен по толщине покрытия. Текстура зёрен

более ярко выражена во внутренних слоях покрытия V1-1, в то время как ближе к поверхности преимущественная ориентация зерен почти отсутствует. Электронограмма с середины покрытия имеет промежуточный вид, между началом и концом толщины покрытия. Эта зависимость также хорошо прослеживается на темнопольном изображении. На электронограмме ближе к поверхности покрытия присутствуют слабые рефлексы от фазы AlN. Данная фаза не фиксируется в других образцах, однако она наблюдалась ранее при исследовании покрытий с большой величиной периода модуляции (100–300 нм).



a

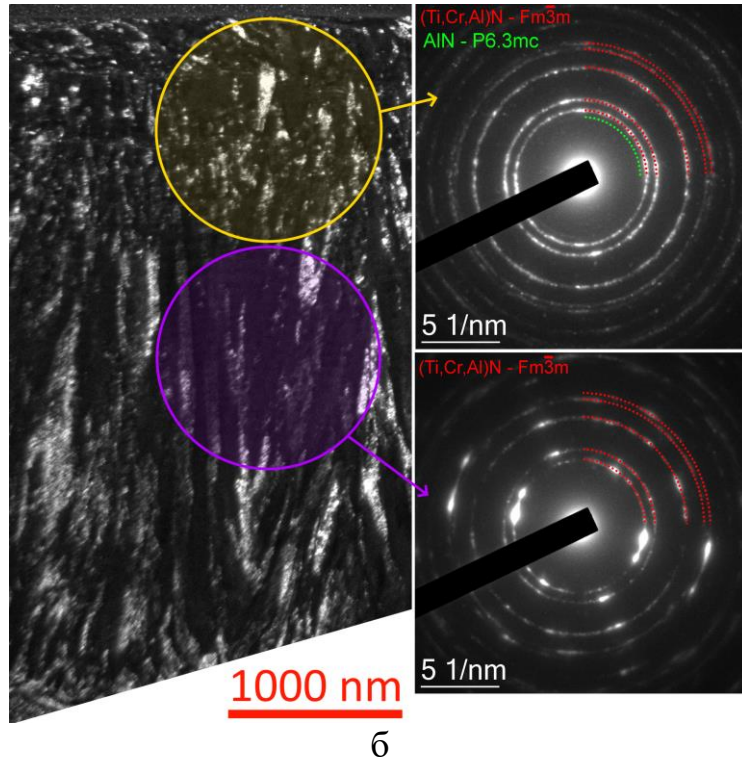


Рисунок 2.6. Электронограммы от различных областей покрытия V1-1 (ПЭМ)

Исследование особенностей структуры покрытия V1-2. Общая структура покрытия V2 (с уменьшающейся величиной периода модуляции от субстрата 300 – 160 – 70 – 50 – 35 – 20 нм), представлена на рисунке 2.7.

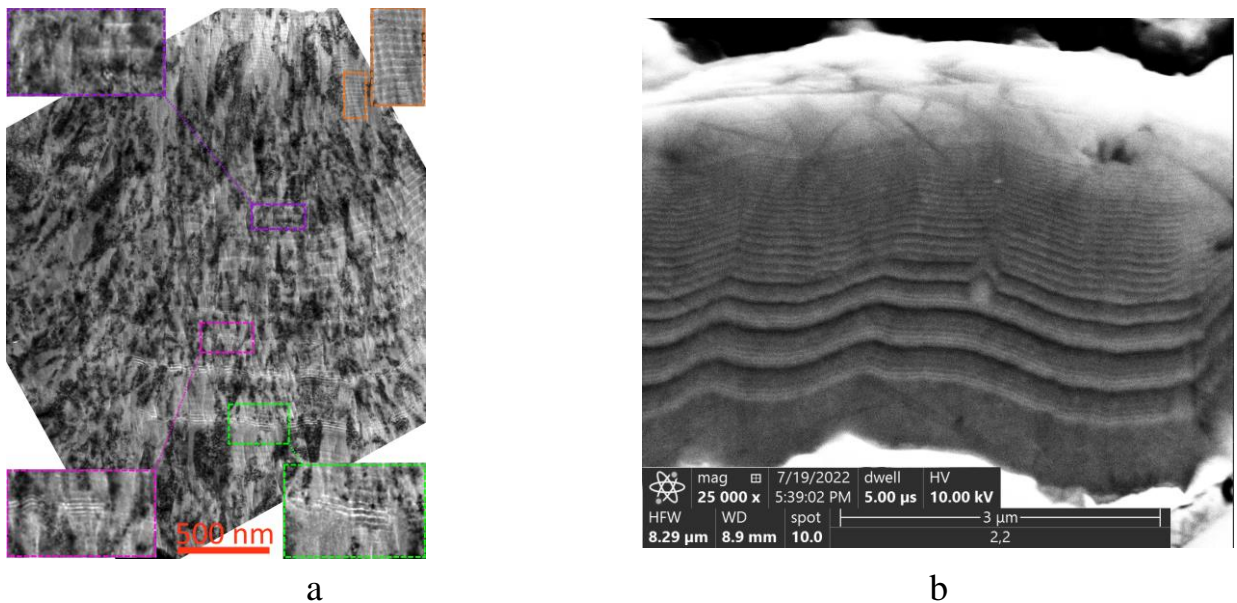


Рисунок 2.7. Структура покрытия V1-2, исследованная с использованием ПЭМ (а), СЭМ (б)

Общая толщина покрытия составила порядка 3,9 мкм, из которых наноструктурированный износостойкий слой – 3,3 мкм.

При сравнении электронограмм от покрытия V1-2, приведённых на изображении (рисунок 2.8), ни изменений в размере зёрен ни изменений в преимущественной ориентации зёрен обнаружено не было. В одной из области на поверхности покрытия V1-2 присутствует поликристаллическая капля титана, в которой, помимо зерен Ti, присутствует фаза (Ti,Cr,Al)N, а также несколько частиц оксида титана.

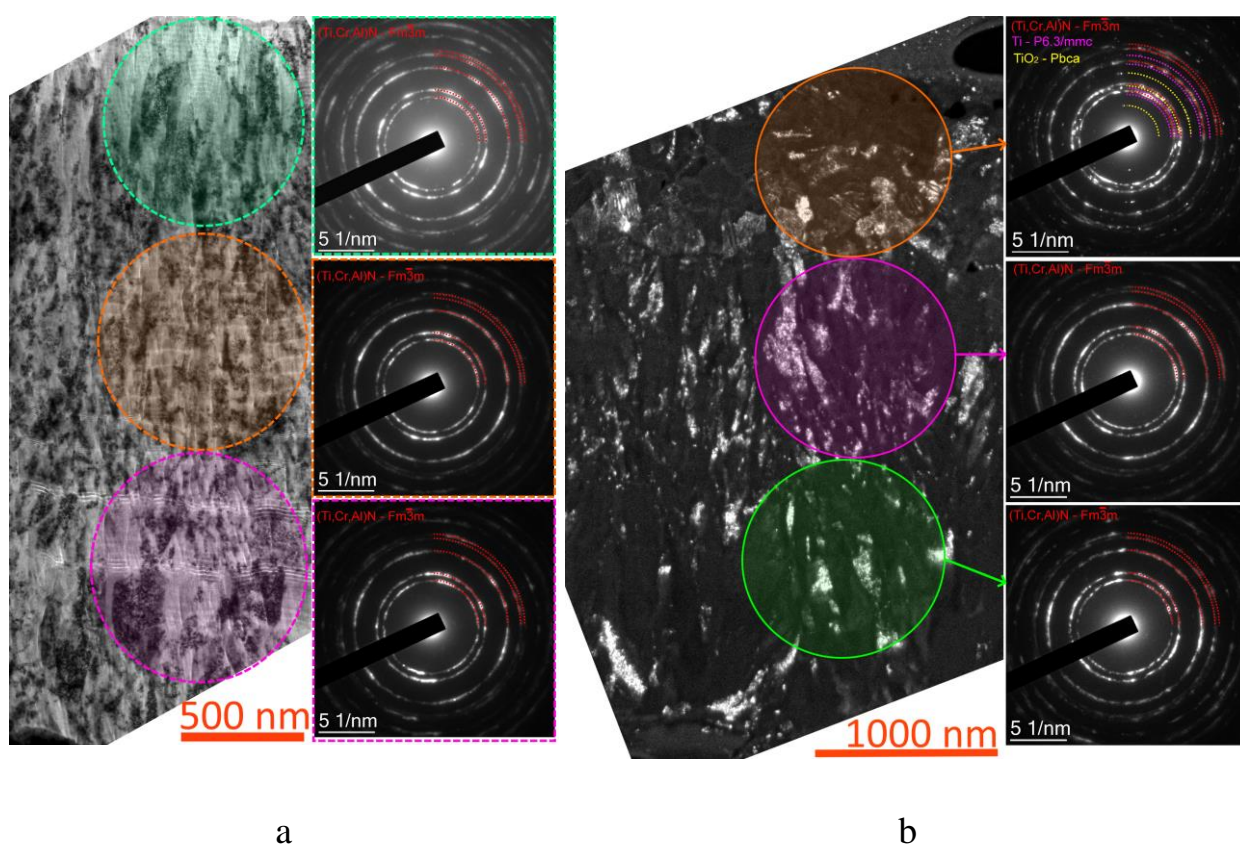


Рисунок 2.8. Электронограммы от различных областей покрытия V1-2 (ПЭМ)

Исследование особенностей структуры покрытия V1-3. Общая структура покрытия V3 (с постоянной величиной периода модуляции 50 нм), представлена на рисунке 2.9. Общая толщина покрытия составила порядка 4,3 мкм, из которых наноструктурированный износостойкий слой – 3,5 мкм.

При сравнении электронограмм от покрытия V1-3, приведённых на изображении (рисунок 2.10), изменений в размере зёрен или в преимущественной ориентации зёрен по толщине покрытия обнаружено не было.

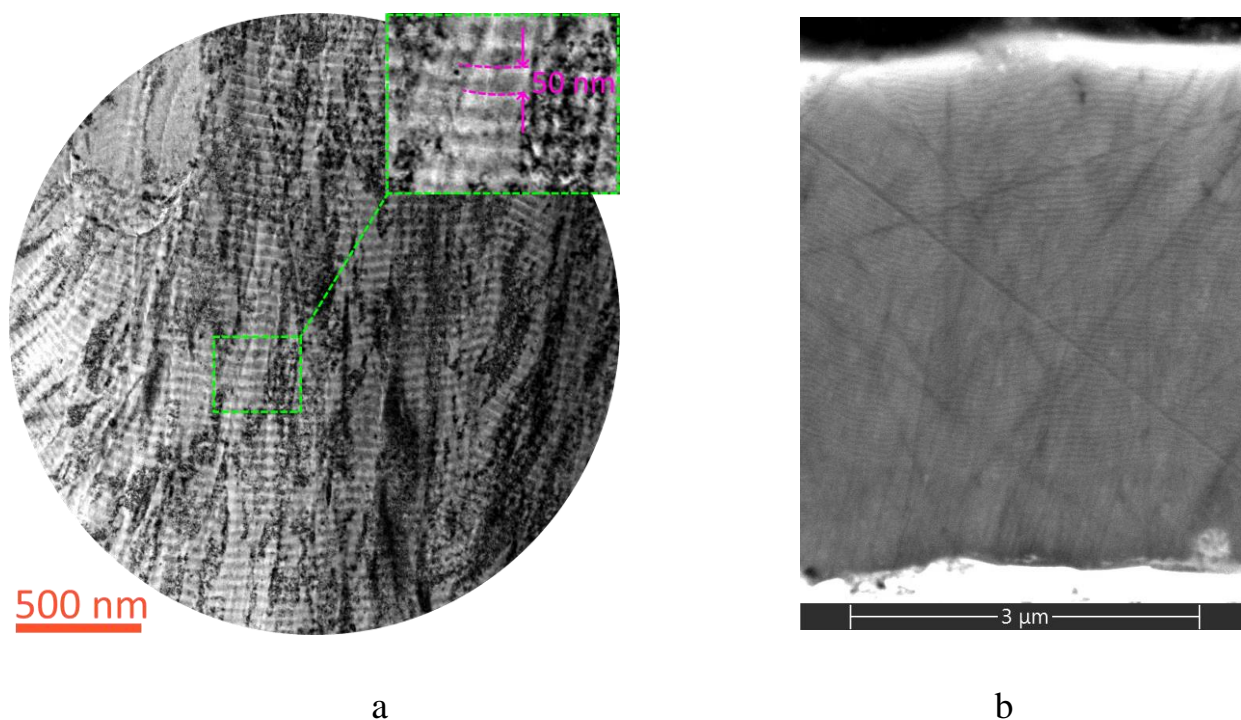


Рисунок 2.9. Структура покрытия V1-3, с использованием ПЭМ (а), СЭМ (б)

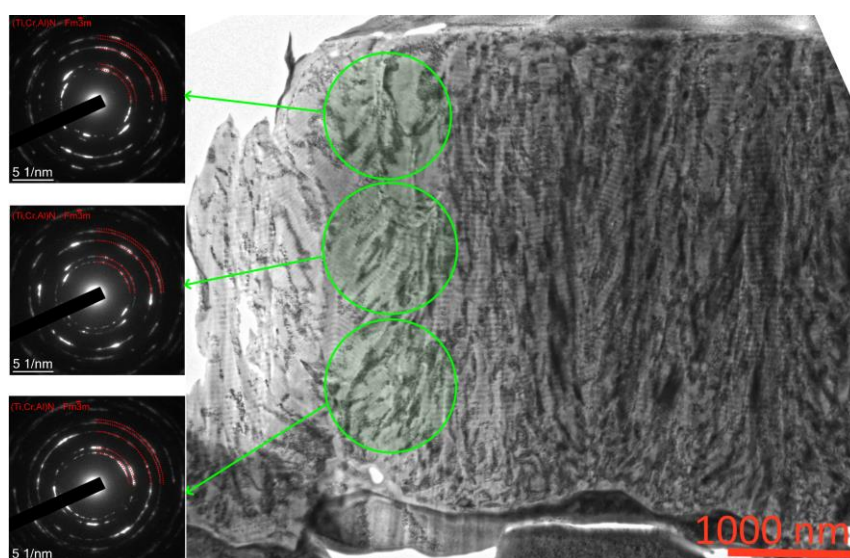


Рисунок 2.10. Электронограммы от различных областей покрытия V1-3 (ПЭМ)

2.2.2. Износостойкость инструмента с покрытиями и характер разрушения покрытий при точении стали 45

Проводилось сравнение износостойкости инструментов с исследуемыми покрытиями серии V1 с износостойкостью инструмента без покрытия, а также с коммерческими покрытиями TiN и (Ti,Cr,Al)N (рисунок 2.11). Все три исследуемых покрытия серии V1 обеспечили более высокую износостойкость по сравнению с другими образцами. Инструмент без покрытия имеет период стойкости около 3 мин, инструменты с покрытиями TiN и (Ti,Cr,Al)N – 6 минут. При этом износостойкость инструмента с покрытием (Ti,Cr,Al)N близка к износостойкости инструмента с покрытием V1-3.

Инструмент с покрытием V1-1 (с увеличивающейся величиной периода модуляции от субстрата) показывает 3.29 заметно лучшую износостойкость в сравнении с покрытиями V1-2 и V1-3.

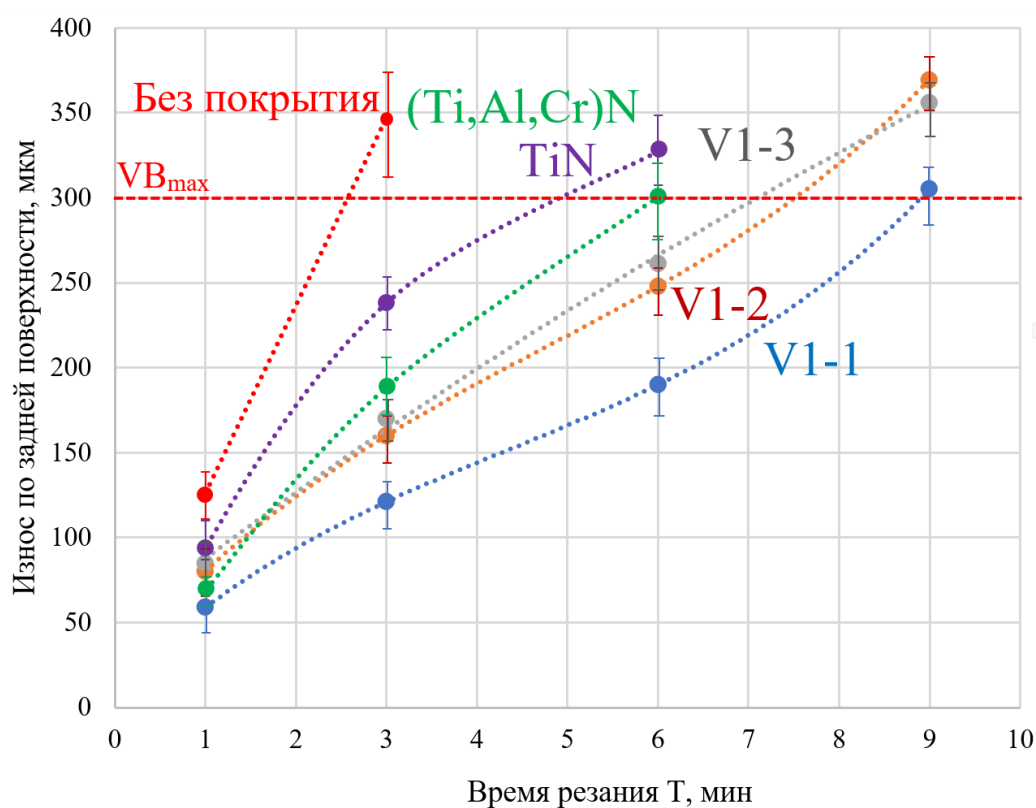
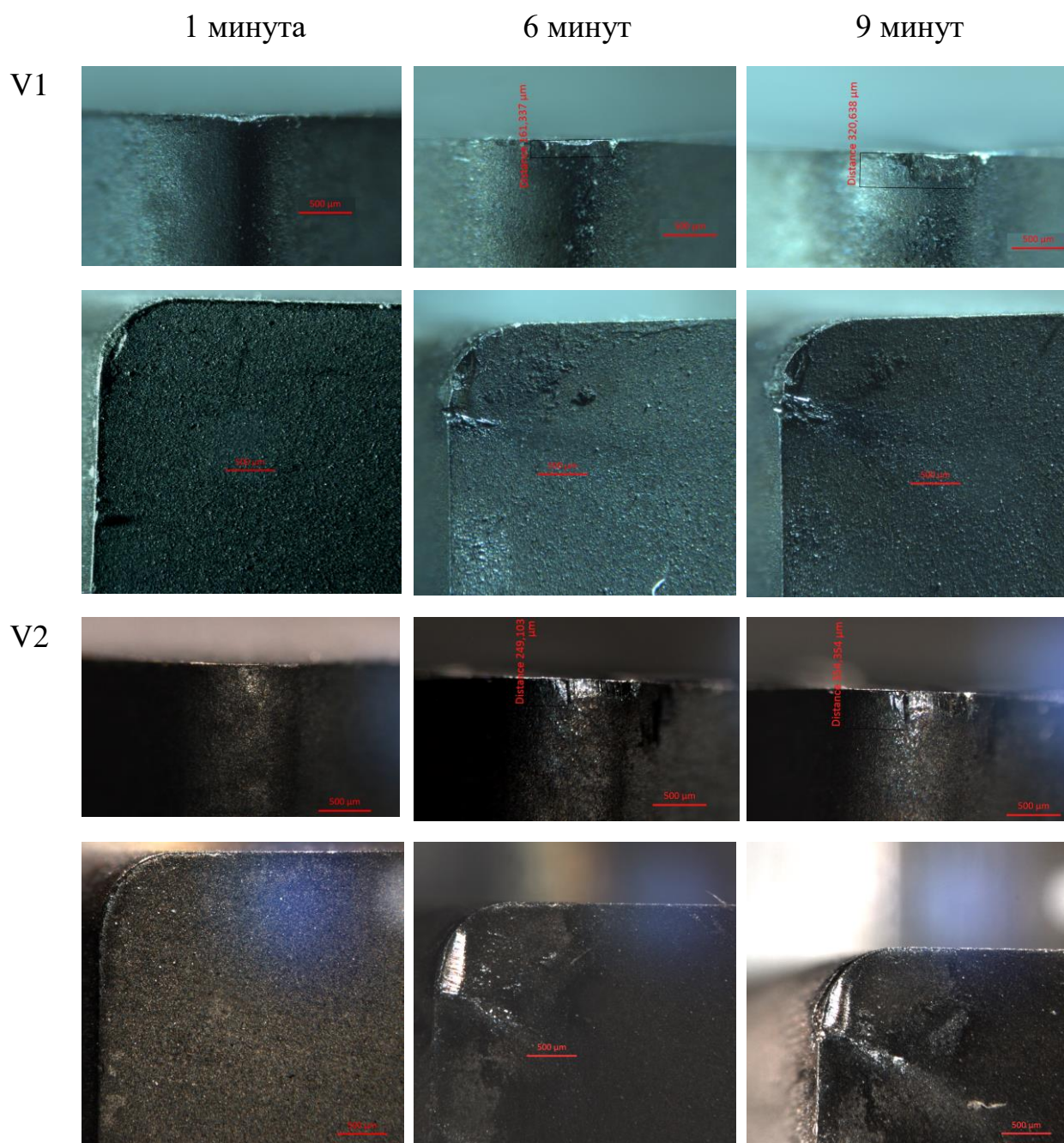


Рисунок 2.11. График зависимости износа по задней поверхности при точении стали 45 твердосплавным инструментом от времени резания

Проведенные исследования динамики изнашивания инструментов с исследуемыми покрытиями (Ti,Cr,Al)N и коммерческими покрытиями TiN с использованием оптического микроскопа показали, что механизм изнашивания у всех сравниваемых инструментов достаточно близок (рисунок 2.12).



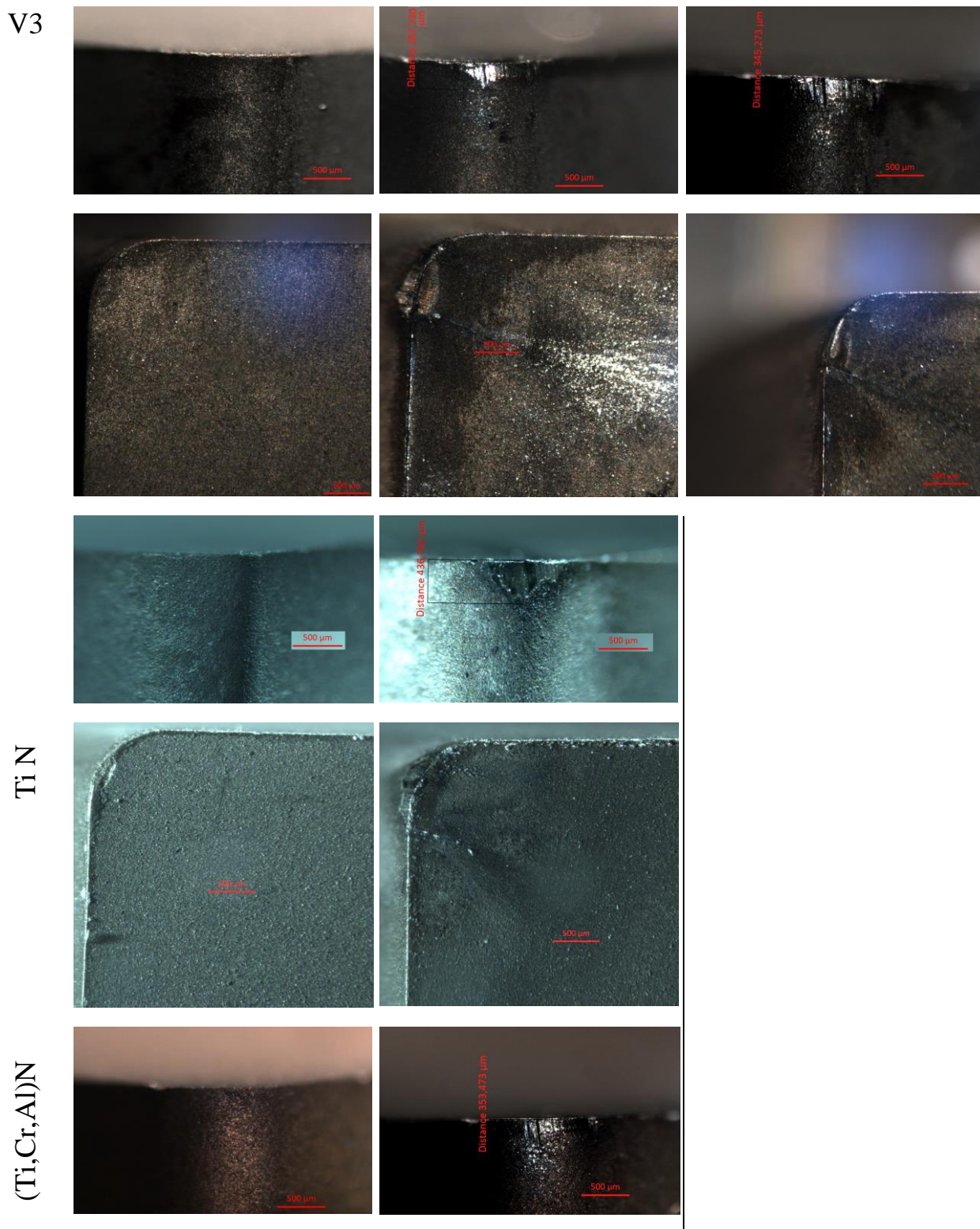
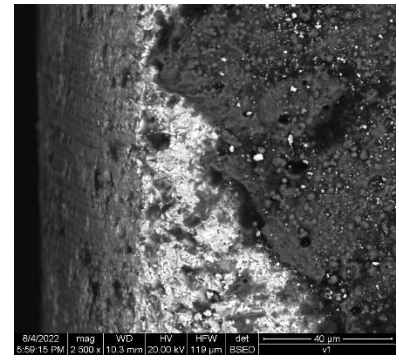
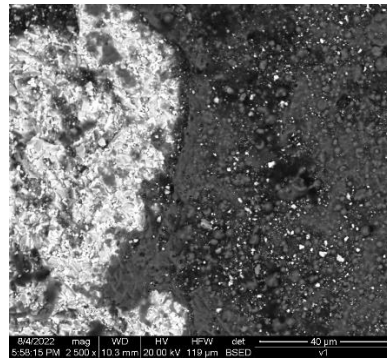
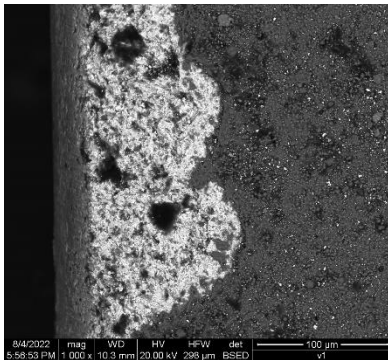


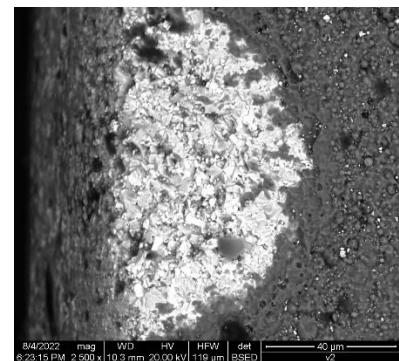
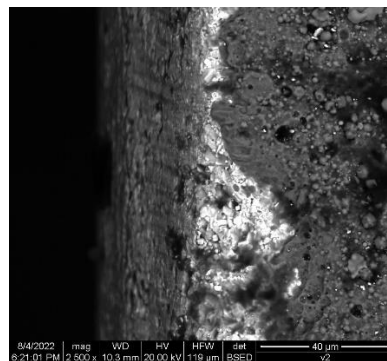
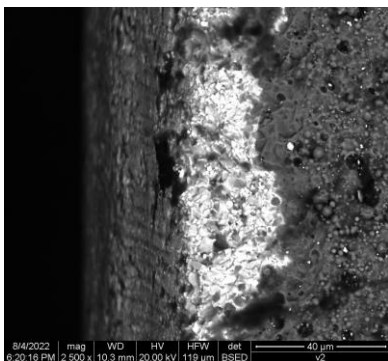
Рисунок 2.12. Характер изнашивания инструмента со сравниваемыми покрытиями по задней (верхний ряд) и передней (нижний ряд) поверхностям

Существенная лунка износа на передней поверхности не формируется, но формируются заметные проточки (усы). Образец V1-1 показал

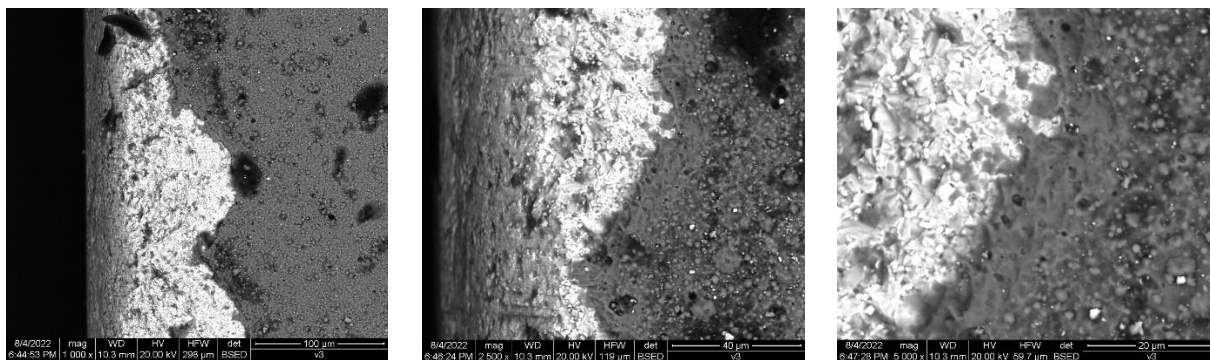
наименьшую интенсивность изнашивания как по передней так и по задней поверхности. У всех образцов наблюдается формирование фаски износа по задней поверхности, наиболее интенсивный износ в данной области наблюдается у образца с покрытием TiN. Исследования характера изнашивания покрытий в области передней поверхности, непосредственно прилегающей к режущей кромке, показали достаточно близкий характер данного процесса у всех образцов серии V1 (рисунок 2.13). Наблюдается абразивное истирание покрытия, обнажается поверхность субстрата, при этом в изношенной области присутствуют островки сохранившихся фрагментов покрытия.



V1-1



V1-2



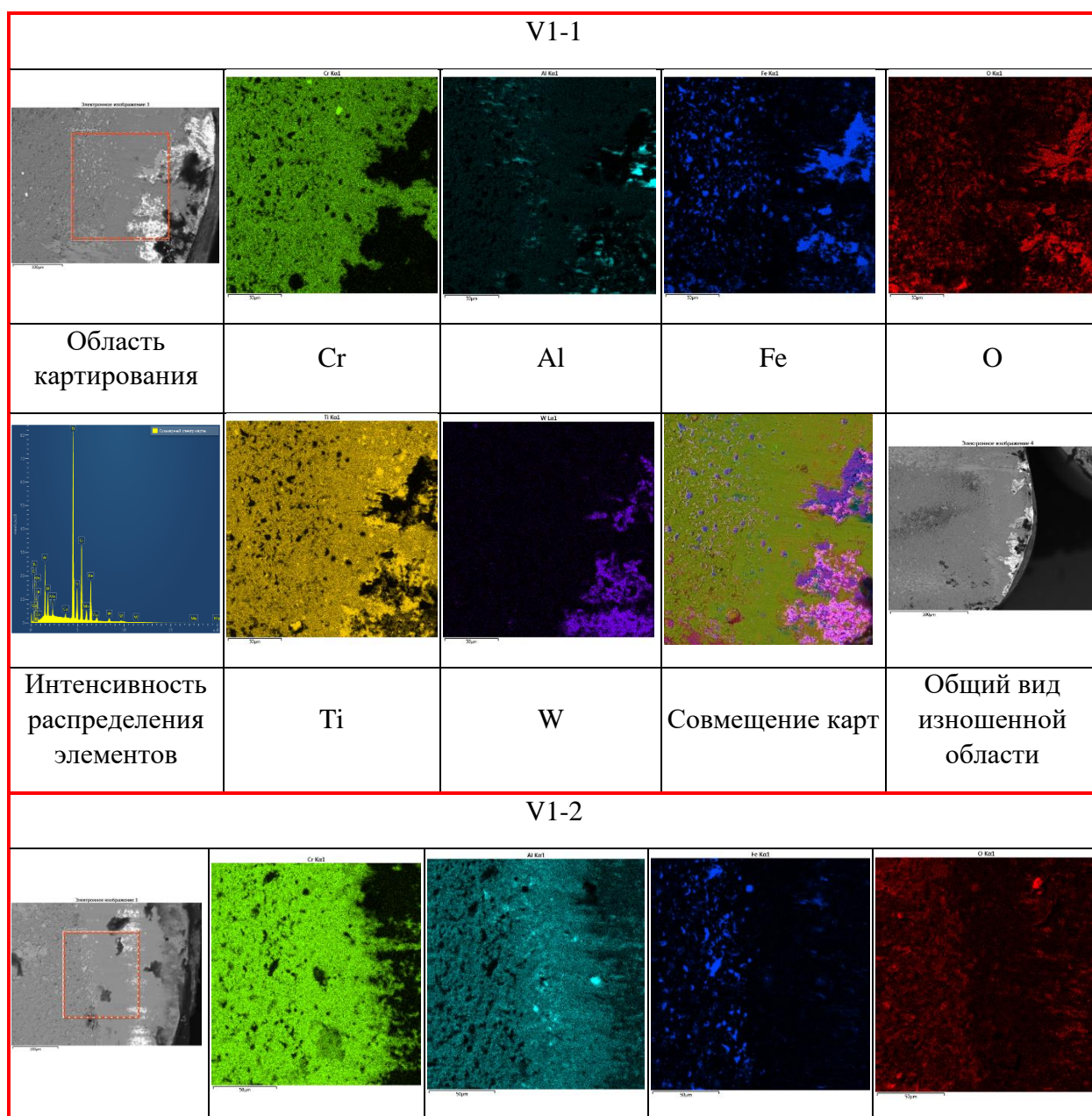
V1-3

Рисунок 2.13. Результаты исследования характера изнашивания инструмента с покрытиями серии V1 (Ti,Cr,Al)N в области режущей кромки (СЭМ)

Для лучшего понимания характера изнашивания покрытий, а также с целью выбора областей для вырезания ламелл для ПЭМ было выполнено картирование распределения элементов в области износа на передней поверхности (рисунок 2.14). Данный метод исследования позволяет лучше увидеть плавный характер изнашивания, сохранение островков покрытия в изношенной области. Наложение карт распределения кислорода и железа, а также элементов состава покрытия показывает, что наличие кислорода связано в первую очередь с окислением налива обрабатываемого материала (железа). При этом можно говорить также о формировании оксидов элементов покрытия (Ti, Cr и, возможно, Al). В процессе резания при высокой скорости в зоне резания возникает высокая температура, которая может достигать 1000 °С. В таких условиях в покрытии могут протекать процессы спинодального распада [187–189]. В результате данного процесса могут распадаться нитридные фазы с образованием азота и металла. Металл, в свою очередь, в условиях контакта с атмосферой, формирует оксиды, так как кислород является более активным элементом по сравнению с азотом [189]. Стоит заметить, что в связи со сложной дифференциацией оксидов железа и элементов покрытия, данный метод не позволяет достоверно и однозначно идентифицировать окислительные процессы в покрытии. Для более точного

исследования данного процесса были проведены исследования с использованием возможности ПЭМ. Результаты данных исследований представлены ниже (см. рисунок 2.14).

Анализ карт распределения элементов на передней поверхности покрытия позволил определить область границы изнашивания покрытия, представляющую наибольший интерес для дальнейших исследований (рисунок 2.15). Из данной области были затем вырезаны ламеллы для исследования методами ПЭМ.



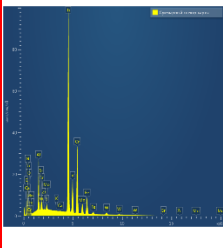
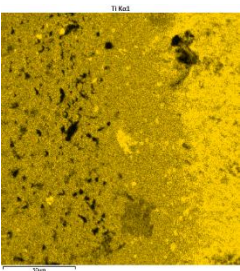
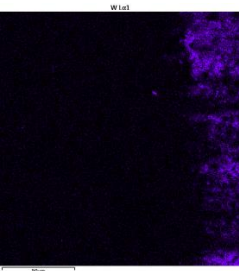
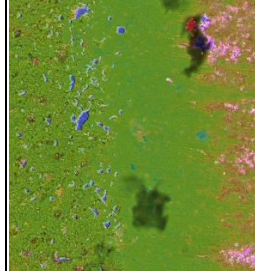
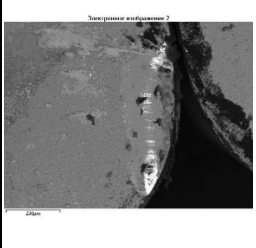
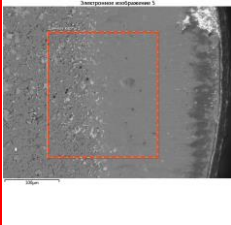
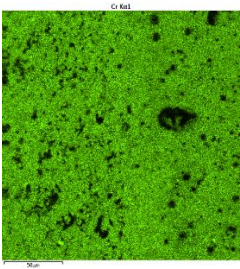
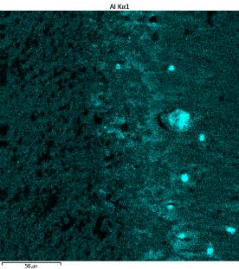
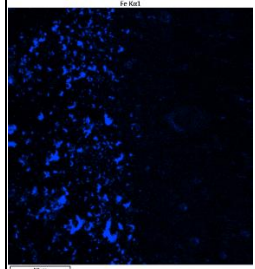
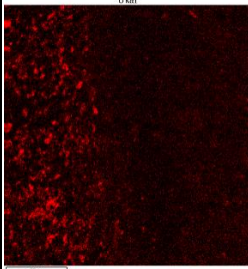
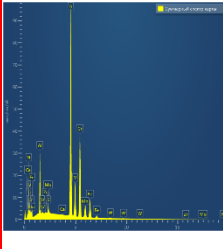
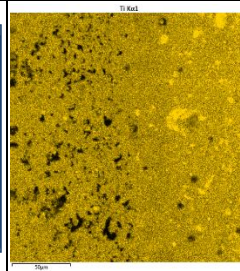
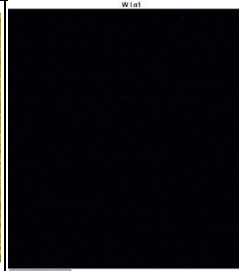
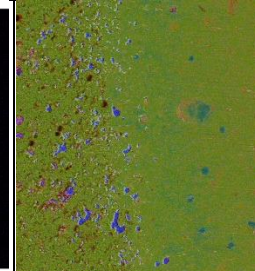
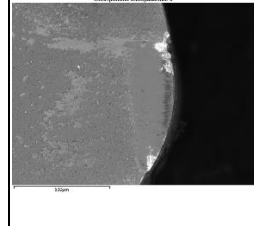
Область картирования	Cr	Al	Fe	O
				
Интенсивность распределения элементов	Ti	W	Совмещение карт	Общий вид изношенной области
V1-3				
				
Область картирования	Cr	Al	Fe	O
				
Интенсивность распределения элементов	Ti	W	Совмещение карт	Общий вид изношенной области

Рисунок 2.14. Картирование распределения основных элементов в изношенной области на передней поверхности инструментов с покрытиями серии V1 после 9 минут резания

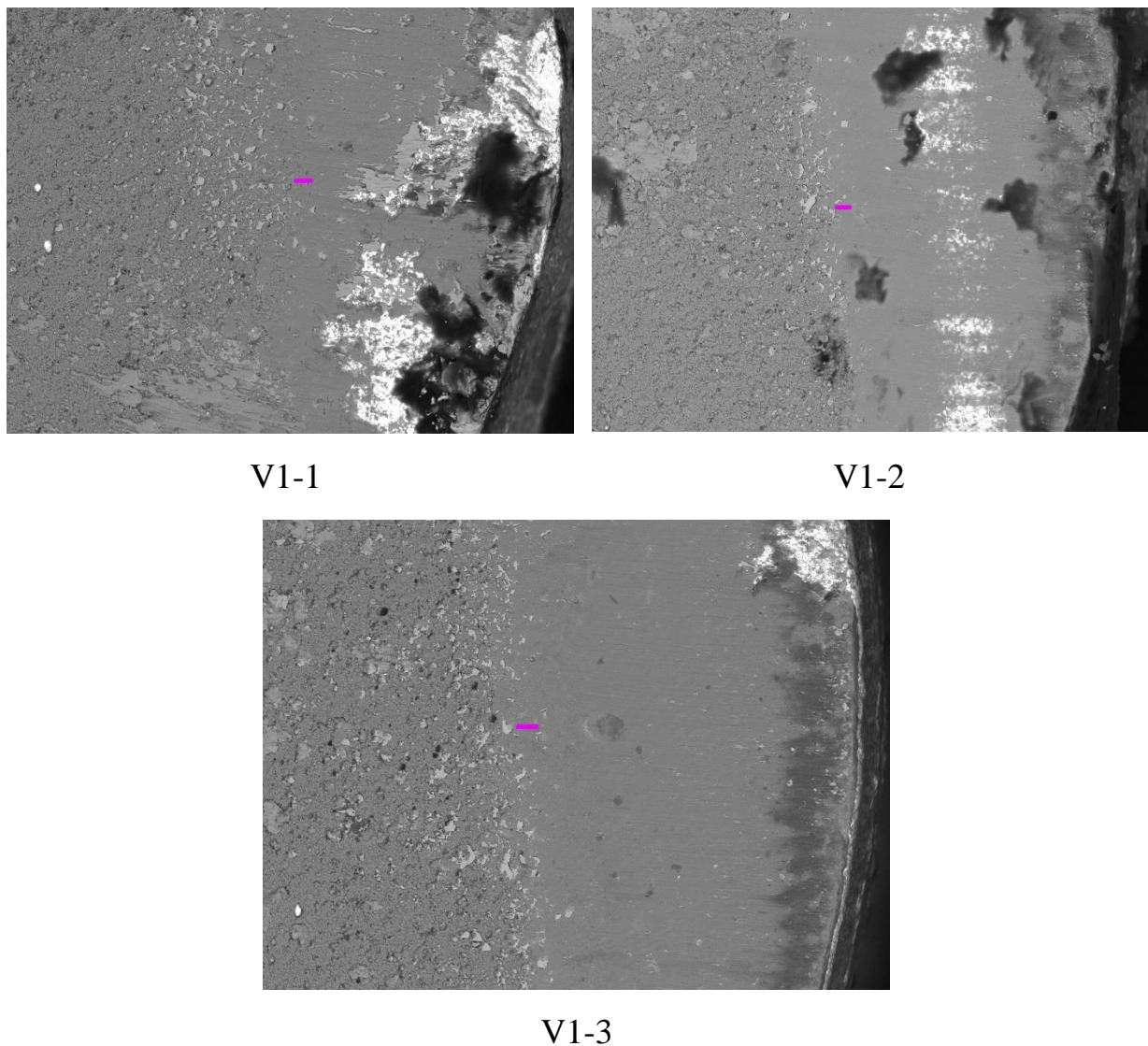
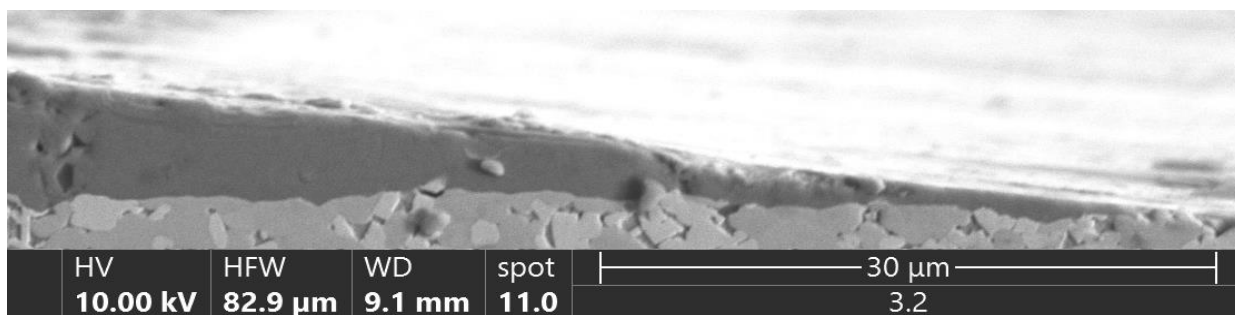


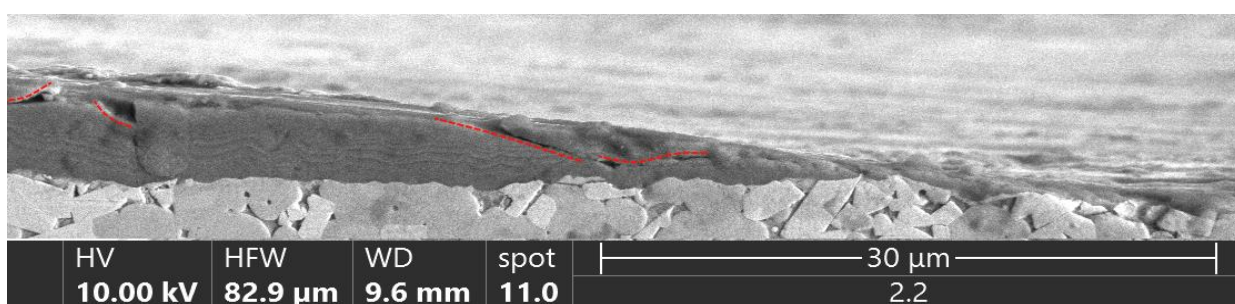
Рисунок 2.15. Области на передней поверхности инструмента после обработки для вырезания ламелл

Анализ границы разрушения покрытий в области лунки износа на передней поверхности (рисунок 2.16) показал, что в покрытии V1-2 (рисунок 2.16, б) наблюдаются наклонные трещины, отсутствующие в покрытии V1-1 (рисунок 2.16, а). Данные трещины не являются сквозными и присутствуют только во внешней части покрытия с меньшей величиной периода модуляции. В области же разрушения покрытия V1-3 (рисунок 2.16, в) наблюдается большое число трещин, распространяющихся по всей толщине покрытия.

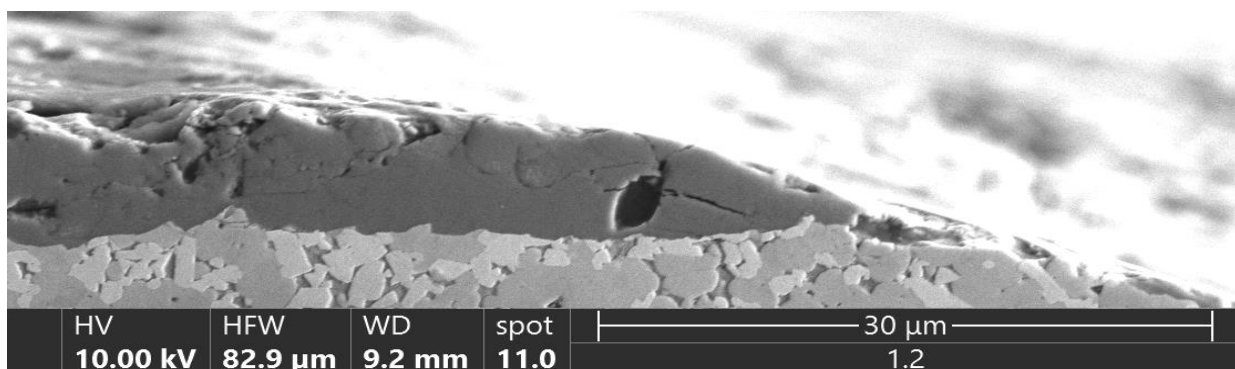
Угол изнашивания у покрытия V1-3 заметно больше по сравнению с покрытиями V1-1 и V1-2.



а



б



в

Рисунок 2.16. Граница разрушения покрытия в области кратера износа на передней поверхности для покрытий: а – V1-1; б – V1-2; в – V1-3

Исследование различных областей разрушения покрытия V1-1 (рисунок 2.17) позволяет выявить характерную для данного покрытия особенность. Она заключается в том, что трещинообразование более активно во внутренних слоях (с меньшими величинами λ), в наружных слоях с

большими значениями λ трещинообразование менее активное, наблюдается торможение развития трещин.

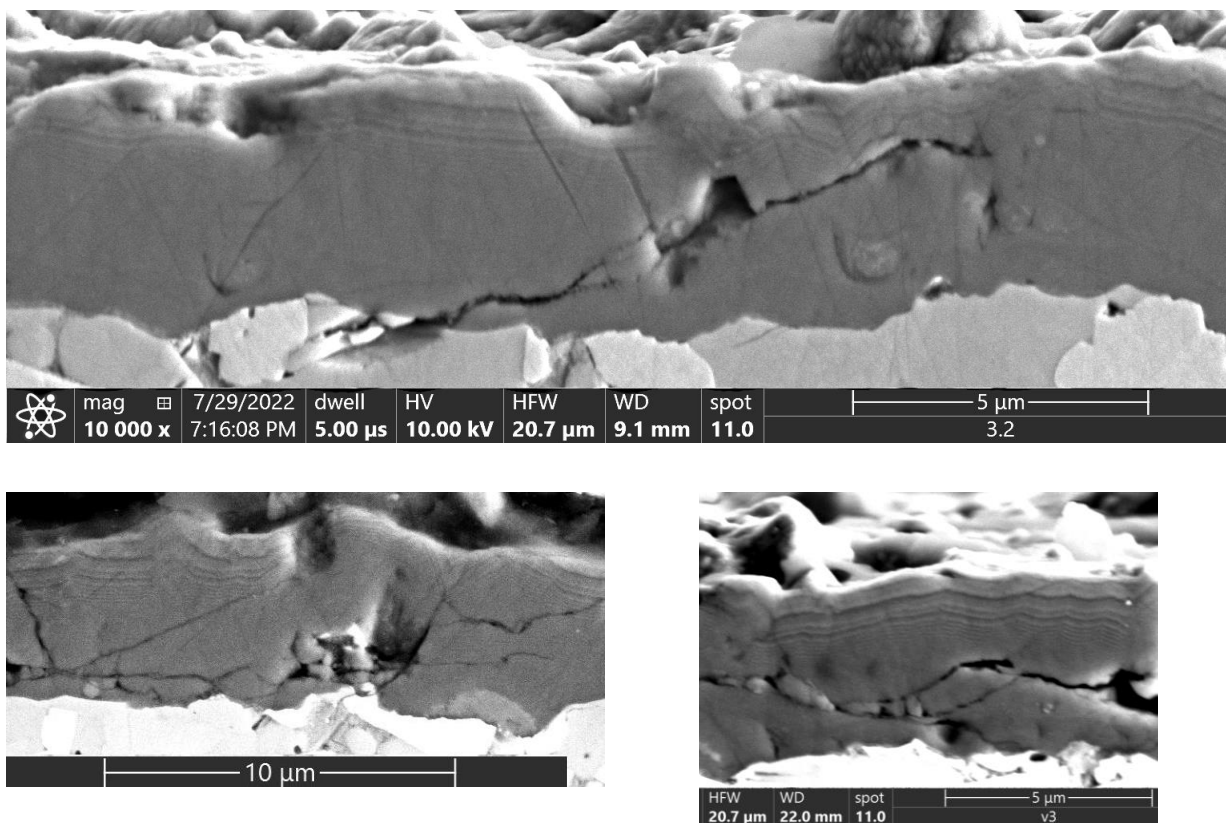


Рисунок 2.17. Характер трещинообразования в покрытии V1-1

Характер разрушения покрытия V1-2 (рисунок 2.18) достаточно сильно отличается от того, что наблюдается в покрытии V1-1. Главное различие состоит в том, что трещины в покрытии V1-2 формируются преимущественно во внешних слоях, имеющих меньшее значение периода модуляции λ . Во внутренних слоях величина λ которых существенно выше, трещинообразование намного менее активное, наблюдается затухание трещин при переходе из области с меньшими в область с большими значениями λ . В принципе, аналогичная (более интенсивная для слоев с меньшим λ) особенность трещинообразования характерна и для покрытия V1-1. Однако, так как более толстые слои в покрытии V1-1 находятся во внешней части

покрытия, общее разрушение покрытия происходит менее активно по сравнению с покрытием V1-2, в котором более толстые слои расположены во внутренней области. Если у покрытия V1-1 толстые внешние слои выполняют роль своеобразного «щита», замедляющего общее разрушение покрытия, то для покрытия V1-2 расположенные во внутренней части толстые слои такой функции выполнять не могут. В силу данных обстоятельств покрытие V1-2 начинает разрушаться за счет трещинообразования и этот процесс происходит активнее, чем у покрытия V1-1.

Таким образом, можно предположить, что архитектура покрытия с большим значением λ во внешних слоях и меньшим значением во внутренних слоях (покрытие V1-1) с точки зрения трещинообразования и стойкости к хрупкому разрушению предпочтительнее обратной последовательности изменения λ (покрытие V1-2).

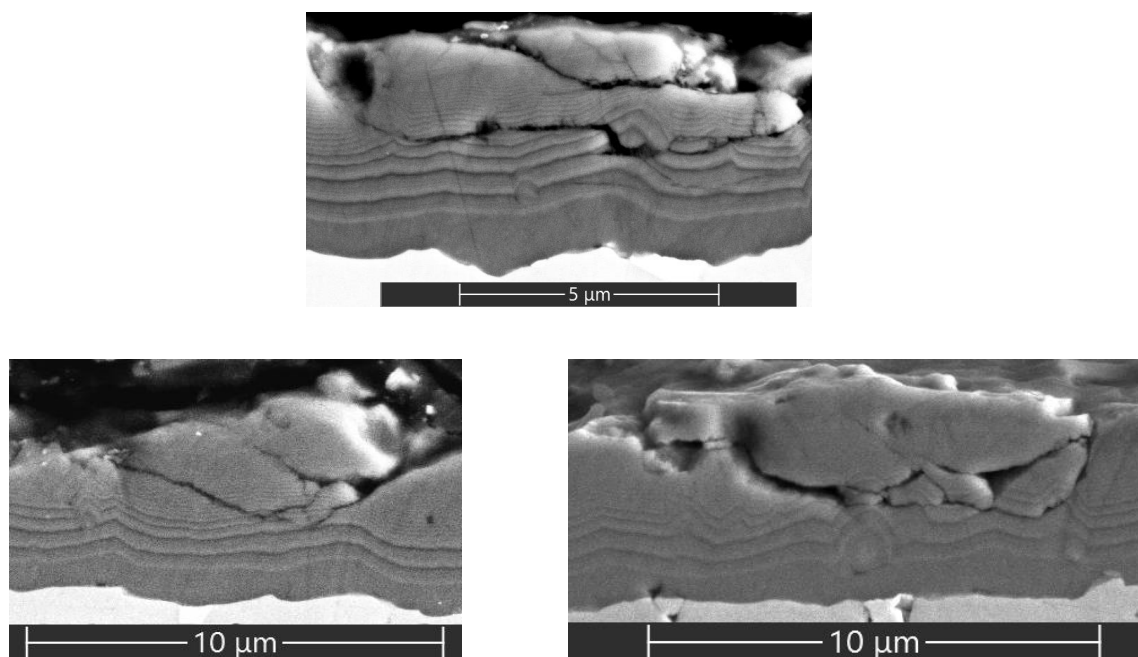


Рисунок 2.18. Характер трещинообразования в покрытии V1-2

В покрытии V1-3, имеющем постоянную величину λ , характер разрушения ближе к покрытию V1-2, чем к V1-1. Наблюдается достаточно

активное трещинообразование во внешних и центральных областях покрытия, при этом во внутренних слоях количество трещин заметно ниже (рисунок 2.19).

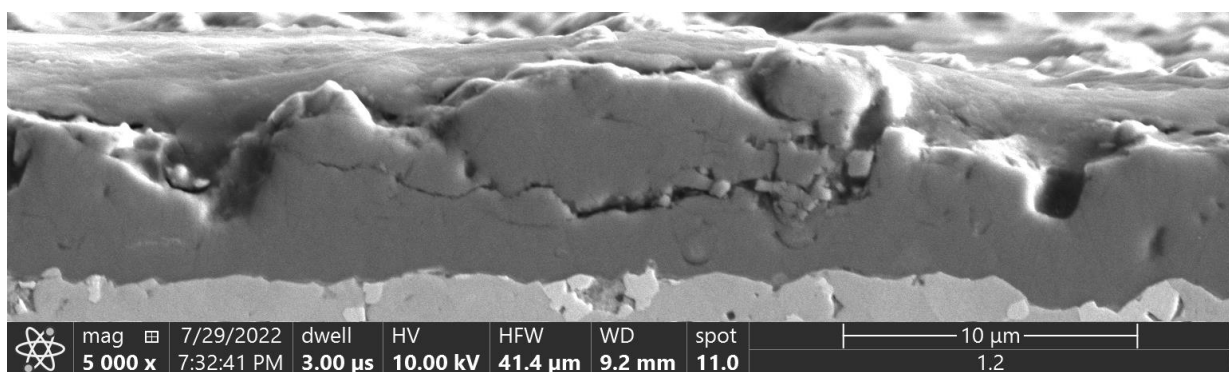
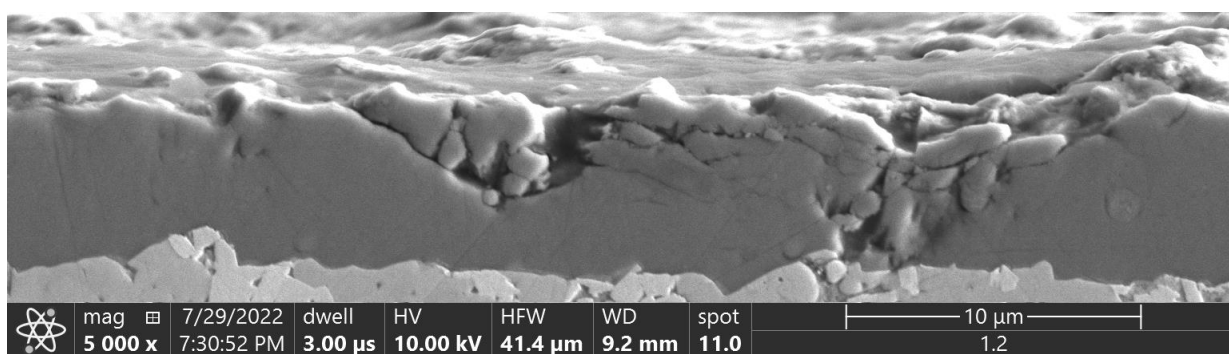
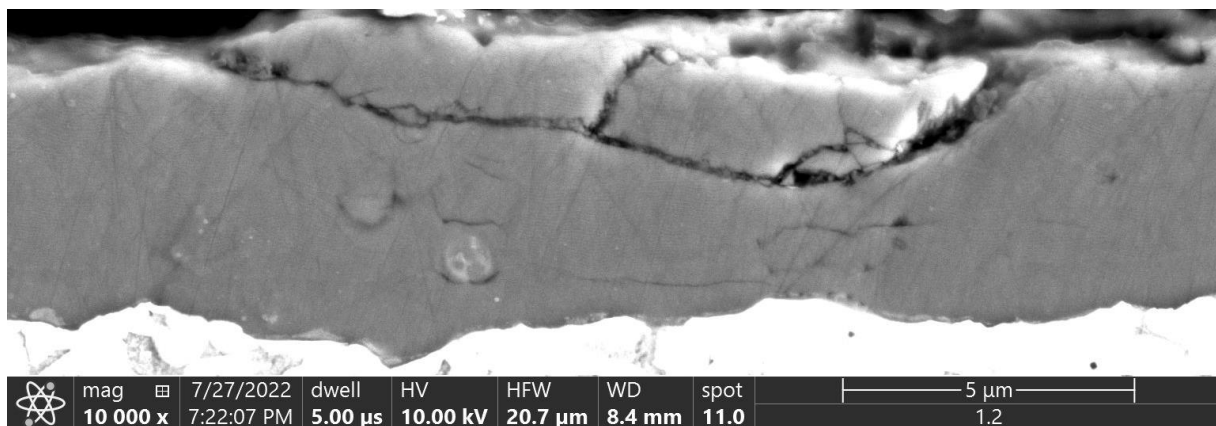


Рисунок 2.19. Характер трещинообразования в покрытии V1-3

Такой характер трещинообразования является обычным для покрытий с нанослойной структурой. Так как силовые и температурные факторы

воздействуют на покрытие именно со внешней стороны, то очевидно, что с этой стороны стоит ожидать наиболее активное трещинообразование. С этой точки зрения характер трещинообразования в покрытии V1-1 можно назвать в некоторой степени аномальным. В целом стоит отметить, что характер разрушения всех трех покрытий указывает на то, что их материал является достаточно хрупким, трещинообразование достаточно активное, не наблюдается формирование тормозящих развитие трещин пластических мостиков. В то же время, даже для достаточно хрупких покрытий существуют способы, позволяющие несколько снизить интенсивность хрупкого разрушения. Возможно, одним из таких способов является структуры с переменной величиной периода модуляции.

2.2.3. Особенности текстуры покрытий и ее влияние на эксплуатационные свойства

Рассмотрим различия в текстурированности рассматриваемых покрытий (рисунок 2.20).

При увеличении периода модуляции в покрытии V1-1 наблюдается заметное снижение преимущественной ориентации зерен. Стоит отметить, что в покрытии V1-2 преимущественная ориентация зерен заметна по всей толщине покрытия, но всё же текстура немного больше выражена на SAED с наружных слоев покрытия, имеющих минимальную толщину. Наиболее ярко преимущественная ориентация зерен выражена в покрытии V1-3, причем данный показатель идентичен по всей толщине этого покрытия. Как известно, текстурированный поликристалл обладает анизотропией механических свойств (то есть, заметным различием в модулях в зависимости от направления воздействия) и ближе по механическим свойствам к монокристаллу, чем поликристалл без текстуры. Наоборот, при снижении

преимущественной ориентации зерен повышается изотропия свойств материала. Следует ожидать, что покрытие V1-1, в поверхностных слоях которого не наблюдается ярко выраженная преимущественная ориентация зерен, обладает наибольшей изотропией свойств. Исследования показали, что данное покрытие обеспечивает наилучшую износостойкость при точении.

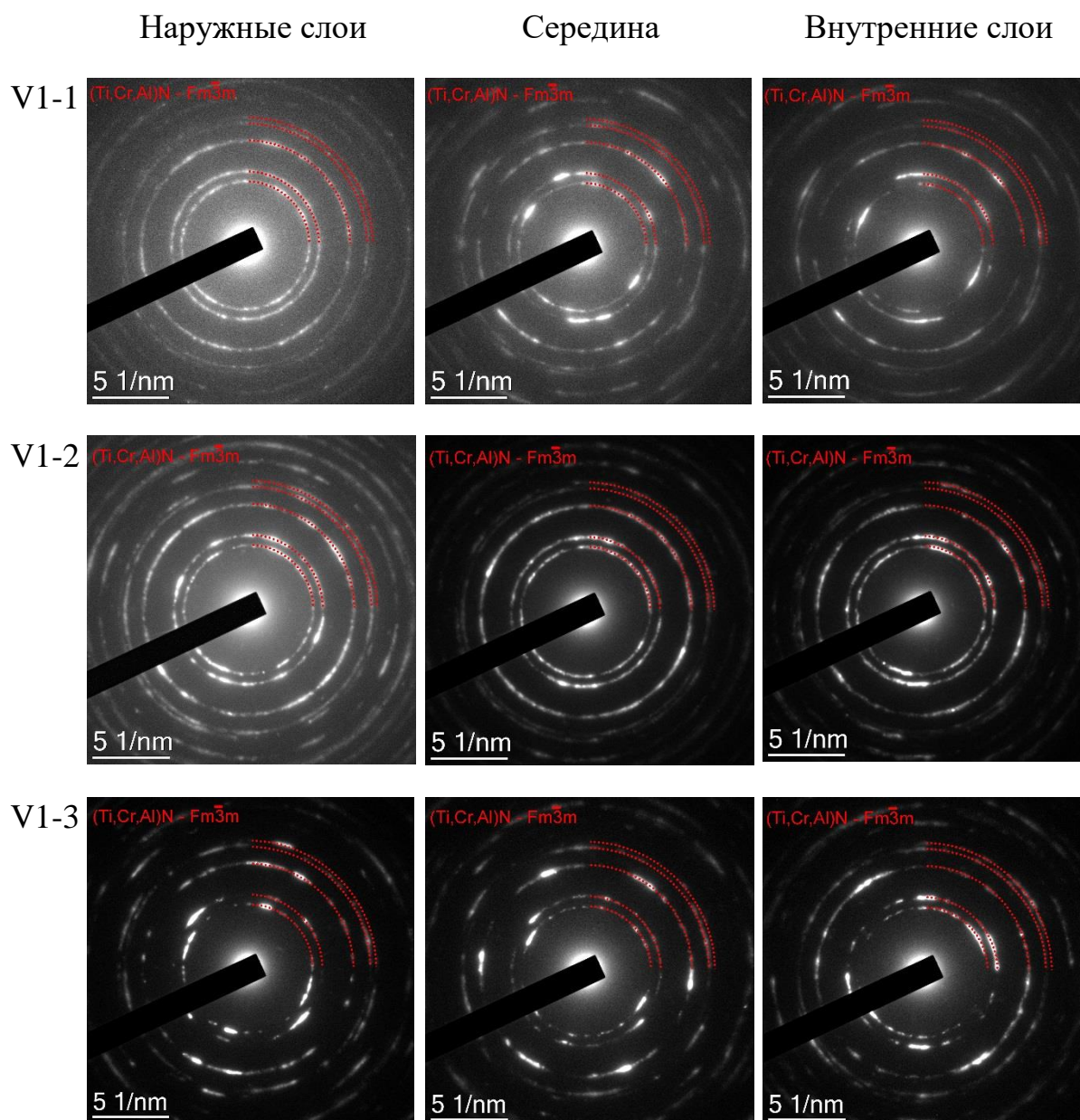


Рис. 2.20. Сравнение электронограмм, полученных от внутренних, срединных и наружных слоев исследуемых покрытий

Таким образом, вопрос заключается в том, нужно ли добиваться в покрытии

максимальной преимущественной ориентации зерен и, соответственно, анизотропии свойств, или наоборот, покрытие с низкой преимущественной ориентации зерен и, соответственно, изотропной структурой, обеспечивает наилучшие эксплуатационные свойства. При том, что для структуры с анизотропией свойств имеются более выгодные и менее выгодные направления воздействия, для изотропных структур все направления эквивалентны. Можно сделать вывод о том, что по крайней мере, в некоторых случаях менее выраженная преимущественная ориентация зерен и изотропия свойств имеют определенные преимущества в способности блокирования зарождения и развития трещин.

Зависимость модулей упругости поликристаллических металлов от направления воздействия в общем виде может быть определена, исходя из величины данных модулей у монокристалла. При этом в ряде исследований было показано, что необходимо также учитывать влияние границ зерен и взаимодействие между соседними зернами. Для расчета упругих свойств поликристаллических материалов с текстурой предложены по крайней мере три модели [190, 191]:

а) модель Фойгта (Voigt), предполагающая одинаковое деформированное состояние во всех кристаллитах;

б) модель Рейсса (Reuss), предполагающая, что напряжение в каждом зерне равно напряжению, приложенному к объемному образцу;

в) приближение Хилла (Hill), в котором используется среднее арифметическое указанных выше верхнего (модель Voigt) и нижнего (модель Reuss) пределов.

Известно, что прочность материала (в частности, предел текучести (yield strength)) повышается при росте степени преимущественной ориентации зерен (т.н. эффект «texture strengthening» – упрочнение текстурированием) [191–193], однако такой эффект более заметен для материалов с гексогональной, а не с кубической кристаллической структурой. Преимущественная ориентация

зерен оказывает также заметное влияние на fracture toughness материалов и на их стойкость к разрушению при различных условиях силового и температурного нагружения [191, 192]. Особенно заметно влияние текстуры материала на процессы вязкого и усталостного разрушения, которые достаточно характерны для условий эксплуатации износостойких покрытий. Текстура влияет также на процесс разрушения при циклической нагрузке и трещинообразование в результате воздействия усталостных процессов [191, 194–197]. Влияние текстуры на указанные процессы более заметно для материалов с гексагональной (соответственно, более анизотропной) и менее для материалов с кубической кристаллической структурой. Следовательно, что для нитридных покрытий, имеющих преимущественно ГЦК (fcc) кристаллическую структуру, данное влияние не должно быть значительным. Влияние текстуры на твердость остается достаточно дискуссионным вопросом. В некоторых исследованиях утверждается, что такое влияние незначительно или отсутствует [198], другие авторы отмечают, что формирование в покрытии текстуры оказывает заметное влияние на твердость [199–202]. Твердость увеличивается при уменьшении размера зерна и увеличении доли двойников и большей плотности дислокаций [202]. При этом уменьшение размеров зерен может приводить также к снижению твердости [203].

Фактическое формирование текстуры покрытия происходит на стадиях коалесценции и посткоалесценции. В частности, на стадии коалесценции перенос материала между отдельными островками происходит за счет диффузии на границах раздела частиц, а также за счет движения границ зерен. На данной стадии движение границ зерен за счет уменьшения свободной энергии при переходе атома через границу раздела с выпуклой стороны на вогнутую напоминает рост зерен. Было обнаружено, что при этом процесс роста зерен предопределяет формирование конечной текстуры и ее интенсивности [204, 205]. Механизм вторичного роста зерна, вызванного

поверхностной энергией (surface-energy-driven secondary grain growth – SEDSGG) рассматривается в работе [205] на примере осаждения тонких пленок Au. SEDSGG инициируется по мере того, как покрытия становятся сплошными, образуя текстуру зерен, размеры которых значительно превышают толщину самого покрытия. Авторы отмечают, что, поскольку движущая сила SEDSGG увеличивается с уменьшением толщины пленки, этот процесс является общим для различных покрытий и может происходить в любом материале на ранних стадиях его осаждения. Таким образом, скорость вторичного роста зерен выше в более тонких пленках [206]. Анизотропия поверхностной энергии обеспечивает избирательность движущей силы роста зерен, таким образом в более тонких слоях ориентация зерен сохраняется относительно зерен нижележащего слоя. Согласно имеющейся модели, для PVD покрытий текстура изменяется таким образом, что кристаллические плоскости с низкой поверхностной энергией, перпендикулярные направлению роста (и, соответственно, параллельные поверхности субстрата), меняются на плоскости с высокой энергией, также перпендикулярные направлению роста [207].

Рост зерен в покрытиях, как правило, носит аномальный характер, что приводит к изменению распределения ориентаций зерен. Это может быть вызвано минимизацией энергии поверхности, границы раздела или деформации, в зависимости от свойств покрытия и субстрата, а также условий осаждения. В результате формируются текстуры, определяемые преобладающим типом энергии. После завершения слияния группа зерен растет с определенной ориентацией.

На стадии посткоалесценции на изменения текстуры влияют особенности микроструктуры. Для покрытий, имеющих равноосную столбчатую структуру и толщину, сравнимую с размером зерна, формирование текстуры зависит от роста зерна как в процессе коалесценции, так и на стадии после коалесценции. Текстура определяется изотропным или

анизотропным характером роста зерна. Рост зерен приводит к уменьшению общей площади их границ и, следовательно, общей энергии этих границ. Кроме того, преимущественный рост зерен с ориентациями, имеющими низкую поверхностную и межфазную энергию, также может привести к общему увеличению размера зерен в покрытии. Минимизация поверхностных и межфазных энергий во время роста зерен также может привести к развитию текстур [206]. Поскольку покрытие и субстрат, а также различные слои покрытия во многих случаях имеют разные коэффициенты теплового расширения, в покрытии при нагреве или охлаждении будет возникать двуосные деформации. В этом случае критерий минимизации энергии такой деформации также должен быть рассмотрен для понимания формирования текстуры в покрытии наряду с другими критериями. Следует отметить, что минимизация поверхностной или межфазной энергии, с одной стороны, и минимизация энергии деформации, с другой стороны, способствуют развитию текстуры за счет предпочтительного роста зерен с определенной ориентацией. Предпочтительные ориентации в соответствии с этими двумя типами критериев могут не быть одинаковым.

Таким образом, рассматривая покрытия с нанослойной структурой, можно предположить, что движущая сила SEDSGG увеличивается при уменьшении периода модуляции и, соответственно, толщины нанослоев покрытия. При этом увеличивается скорость роста зерен, а осаждаемые покрытия приобретают более выраженную текстуру. Наоборот, в покрытиях с большей величиной периода модуляции и, соответственно, с большей толщиной нанослоев, движущая сила SEDSGG снижается, как и скорость роста зерен. В результате формируется структура покрытия с менее выраженной текстурированностью. Очевидно, что данный вопрос требует дальнейшего изучения.

ВЫВОДЫ по Главе 2.

1. Покрытия с изменяющимся периодом модуляции имеют весьма близкие значения твердости, однако твердость покрытия с постоянным значением λ несколько выше. Величины модуля упругости у всех трех покрытий практически идентична.

2. Покрытия с нанослойной структурой обеспечили лучшую износостойкость при точении стали по сравнению с коммерческими покрытиями TiN и (Ti,Al,Cr)N с монокристаллической структурой. Покрытие с увеличивающимся периодом модуляции обеспечивает лучшую износостойкость инструмента при точении стали.

3. С точки зрения механики разрушения покрытие с увеличивающимся периодом модуляции имеет преимущества по сравнению с покрытием с уменьшающимся периодом модуляции. В первом случае активное трещинообразование наблюдается во внутренних слоях, а внешние слои меньше подвержены хрупкому разрушению, за счет чего покрытие сохраняет работоспособность. Во втором случае более активно разрушаются внешние слои и работоспособность снижается быстрее.

4. При идентичном размере зерен покрытия имеют заметные различия с точки зрения выраженности текстуры. При увеличении периода модуляции в покрытии наблюдается заметное снижение преимущественной ориентации зерен. При уменьшении периода модуляции снижение преимущественной ориентации зерен намного менее выражено. Наиболее ярко преимущественная ориентация зерен выражена в покрытии с постоянным периодом модуляции, причем данный показатель идентичен по всей толщине данного покрытия.

5. Покрытие с увеличивающимся периодом модуляции и наименее выраженной текстурой во внешних слоях имеет максимальную твердость и обеспечивает наилучшую износостойкость при точении. Таким образом,

можно сделать предположение о том, что покрытие с низкой преимущественной ориентации зерен и, соответственно, изотропной структурой, обеспечивает наилучшие эксплуатационные свойства, по крайней мере – в рассматриваемых условиях эксплуатации.

Глава 3. Повышение производительности обработки точением деталей из титанового сплава путем применения износостойких покрытий с переменной величиной периода модуляции нанослоев

3.1. Исследование механических свойств покрытий серии V2 и режущих свойств инструментов с данными покрытиями при точении заготовок из титанового сплава ВТ6

Выбор покрытия $Zr-ZrN-(Zr,Cr,Al)N$ для точения заготовок из титанового сплава ВТ6 обусловлен следующими факторами, определенными на основе проведенного литературного обзора:

1. Система $(Zr,Cr,Al)N$ обладает высокой твердостью и теплостойкостью [208–213], что позволяет использовать ее в качестве покрытия для условий резания труднообрабатываемых материалов, при воздействии высоких температур.

2. В отличие от систем на основе TiN система на основе ZrN не имеет химического сродства с обрабатываемым материалом (титановым сплавом) [74], что позволяет прогнозировать лучшее сопротивление покрытий на основе ZrN диффузионному растворению при взаимодействии с потоком срезаемого титанового сплава в условиях высоких температур.

3.1.1. Исследование твердости, модуля упругости, внутренней структуры и износостойкости при тесте «индентор по диску», зависимость величины периода модуляции от частоты вращения стола

Результаты измерения твердости и модуля упругости покрытий серии V2 представлены в табл. 3.1. Наибольшей твердостью ($HV 2834 \pm 210$ и

2834 ± 210) обладают, соответственно, покрытия V2-3 и V2-4. Наименьшая твердость (HV 2418 ± 217 и HV 2556 ± 197) наблюдается у покрытий V2-2 и V2-1.

Стоит отметить, что в литературе представлены различные результаты исследования влияния величины периода модуляции на твердость покрытий. Некоторые авторы считают, что твердость покрытий не зависит от величины периода модуляции [94, 96], при этом существует мнение, что твердость увеличивается при увеличении периода модуляции [103]. Также имеются данные о том, что зависимость твердости от периода модуляции имеет экстремальный характер – при снижении периода модуляции твердость сначала увеличивается, а потом начинает снижаться [214].

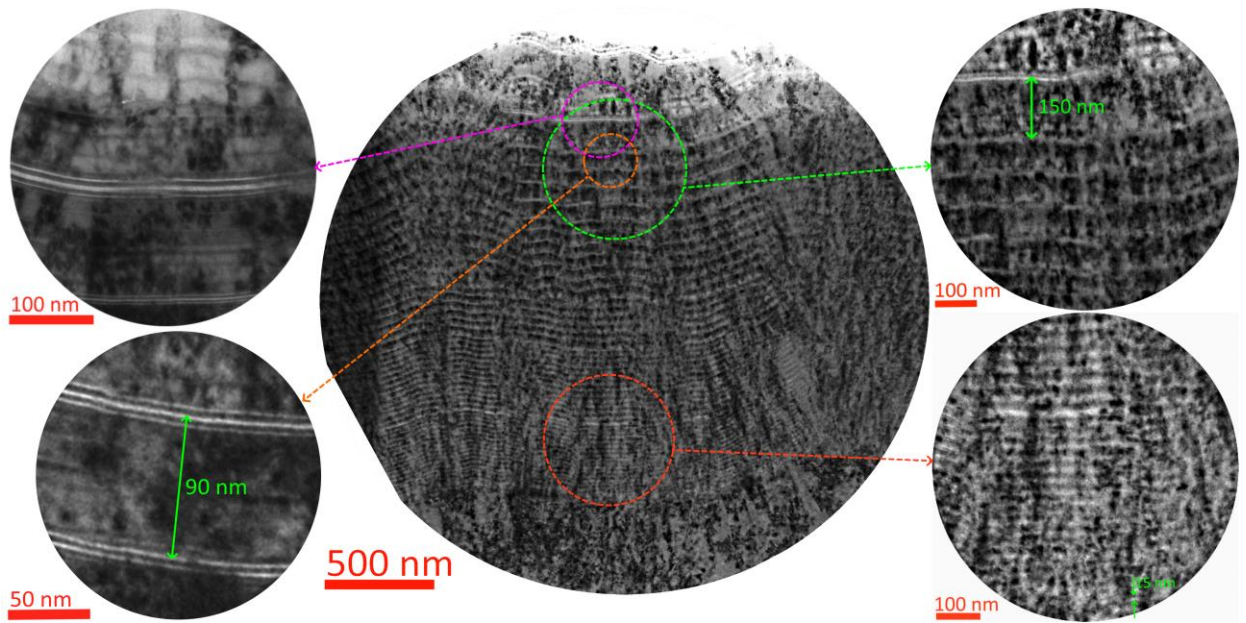
В целом, твердость покрытий серии V1 (HV 2599 ± 124 – HV 3121 ± 243) практически идентична твердости покрытий серии V2.

Таблица 3.1. Механические свойства исследуемых покрытий

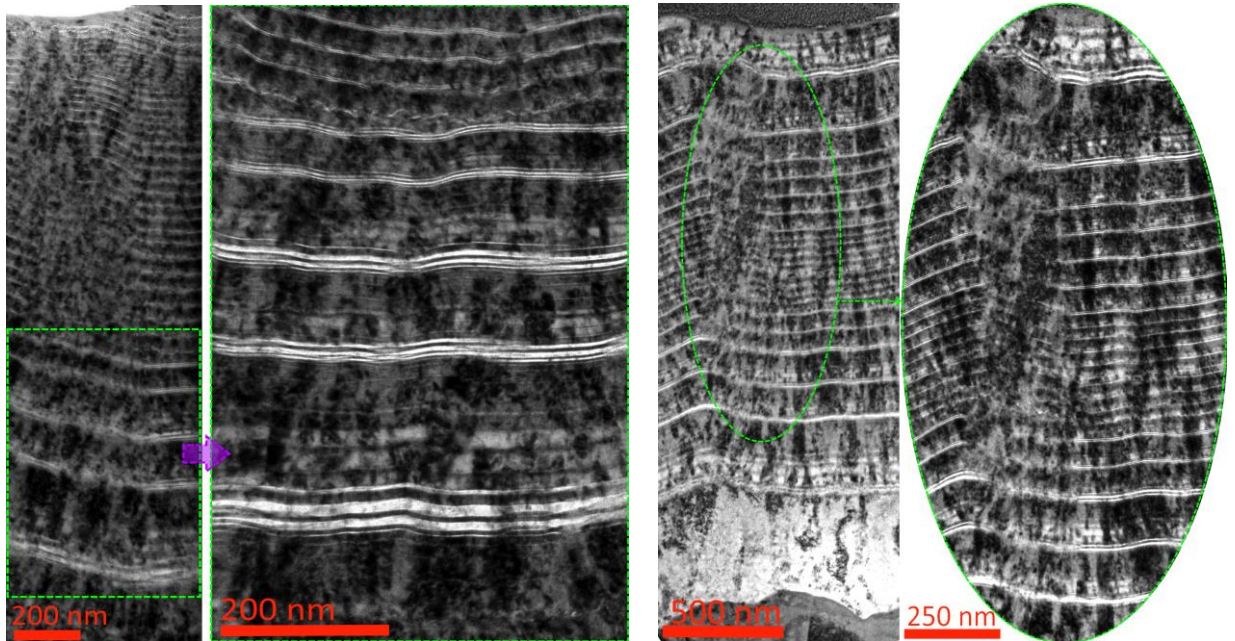
	Твердость HV	Модуль упругости, ГПа
V2-1	2556 ± 197	275 ± 34
V2-2	2418 ± 217	292 ± 57
V2-3	2914 ± 317	310 ± 45
V2-4	2834 ± 210	255 ± 28
V2-5	2768 ± 191	272 ± 38

На рисунке 3.1 представлены результаты исследования структуры покрытий серии V2. При идентичных условиях осаждения с точки зрения параметров процесса имеется некоторое различие в величинах периода модуляции по сравнению с покрытиями серии V1, что может быть

обусловлено различным элементным составом покрытий и, соответственно, параметрами процесса осаждения (в частности, скоростью осаждения).

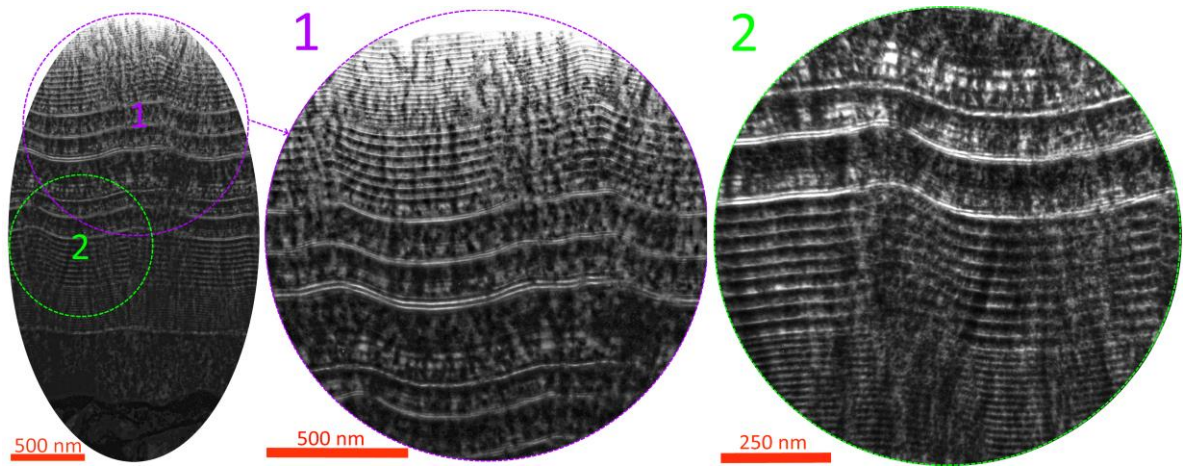


a. V2-1

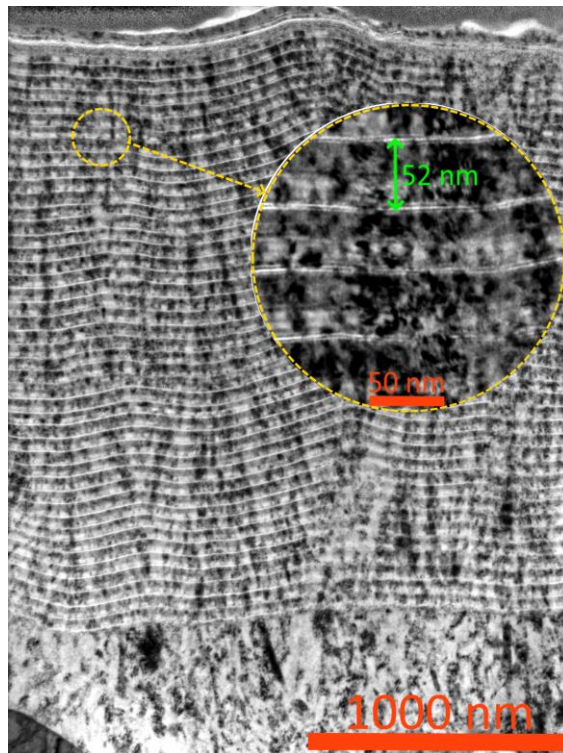


б. V2-2

в. V2-4



г. V2-3



д. V2-5

Рисунок 3.1. Структура исследуемых покрытий серии V2
на поперечном разрезе (ПЭМ)

Изменяя частоту вращения поворотного стола, можно изменять величину периода модуляции. Для покрытий различного состава при равной частоте вращения стола будут формироваться различные величины периода модуляции, так как скорость осаждения покрытий зависит от состава

покрытий, тока дуги катода, давления и типа реагентного газа, а также напряжения смещения на субстрате [215]. Скорость осаждения покрытий может также зависеть от загрузки камеры, формы и размеров образцов. Для исследуемых в настоящей работе составов покрытий были построены графики, определяющие зависимость величины периода модуляции от частоты вращения поворотного стола (рисунок 3.2). В результате анализа данных графиков была определена зависимость величины периода модуляции от частоты вращения поворотного стола, которая наиболее точно описывается степенной зависимостью вида

$$y = K_1 \cdot x^{K_2},$$

где x – Частота вращения стола, об/мин, y – Величина периода модуляции λ , nm, K_1 и K_2 – коэффициенты, зависящие от состава покрытия и параметров процесса. Для различных составов покрытий коэффициенты K_1 и K_2 будут отличаться в связи с различием процессов осаждения покрытий с различным элементарным составом.

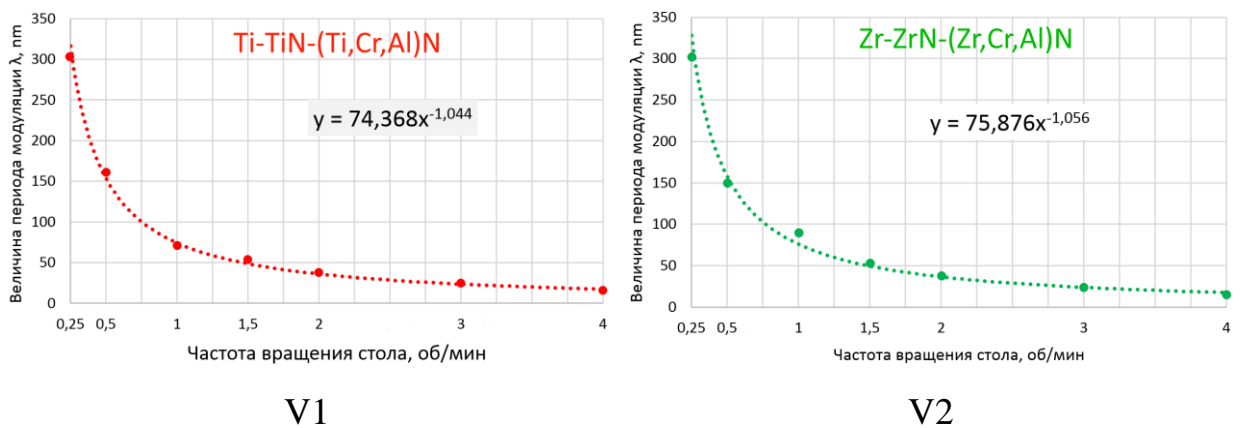


Рисунок 3.2. Зависимость величины периода модуляции износостойкого слоя исследуемых покрытий от частоты вращения поворотного стола установки в процессе их осаждения

Результаты теста «индентор по диску» для образцов с исследуемыми покрытиями показывают, что наилучшей износостойкостью в данном тесте обладают покрытия V2-1 и V2-2, наиболее интенсивное изнашивание наблюдается у образца с покрытием V2-4 (рисунок 3.3).

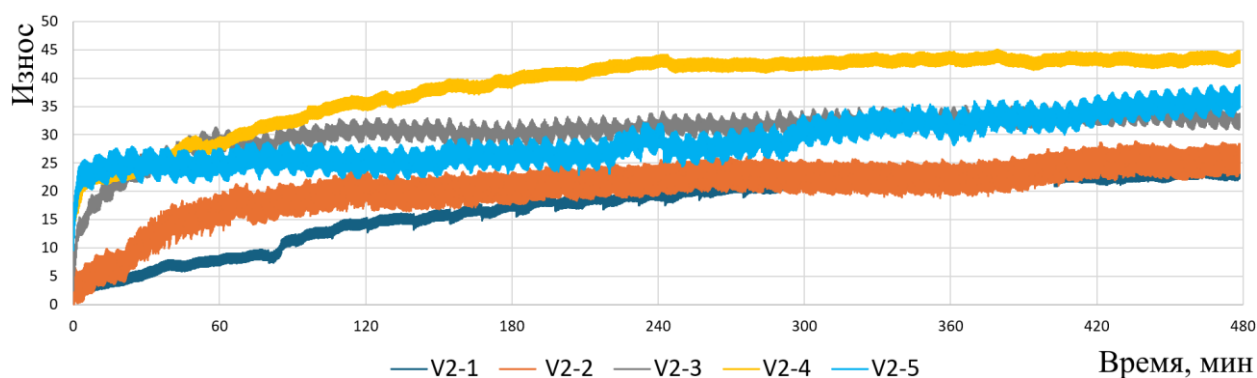
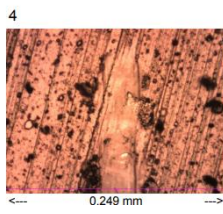
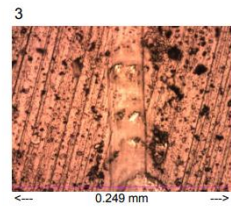
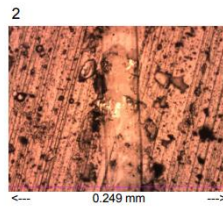
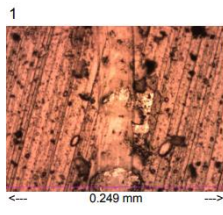
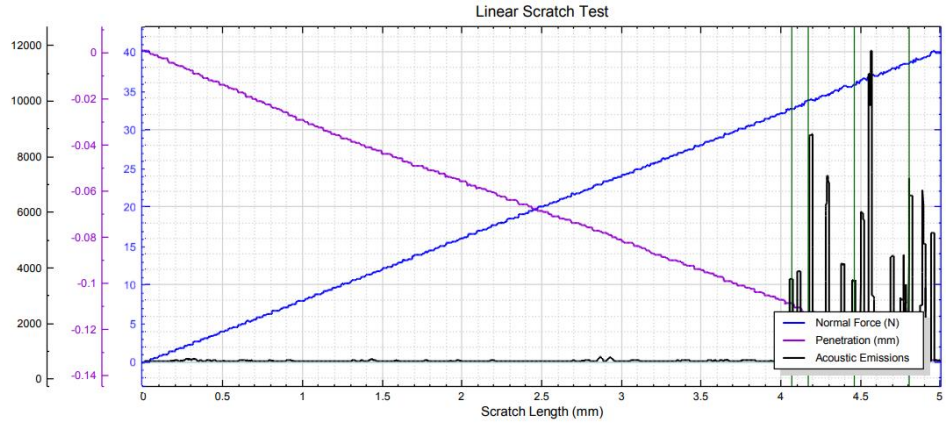


Рисунок 3.3. Зависимость величины износа от времени при тесте «индентор по диску» для образцов с исследуемыми покрытиями серии V2

На рисунке 3.4 представлены результаты исследования стойкости покрытий к разрушению при скретч-тесте. Как было отмечено выше, при исследовании данным методом покрытий с многослойной структурой нельзя полностью полагаться на сигнал акустической эмиссии, так как пики таких сигналов могут быть связаны с разрушением когезионной связи между отдельными слоями, а не между покрытием и субстратом. Изучение борозд скрайбирования с помощью оптического микроскопа показывает, что при нагрузке в 40 Н ни у одного из покрытий не наблюдается признаков полного разрушения (критическая точка L_{C2}). При нагрузках 25–35 Н у некоторых образцов наблюдаются признаки достижения критической точки L_{C1} (начало разрушения покрытия). Опыт исследования покрытий для металлорежущего инструмента показывает, что такие результаты скретч-теста как правило говорят о том, что покрытие имеет достаточную прочность адгезии с субстратом и разрушение покрытия при резании не будет происходить за счет его отслоения от субстрата.

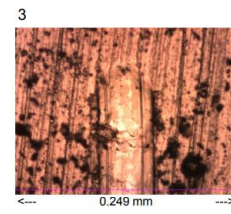
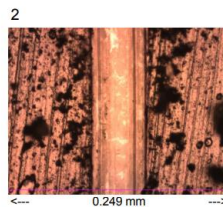
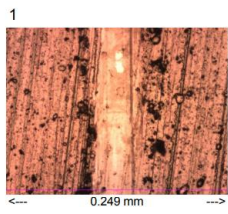
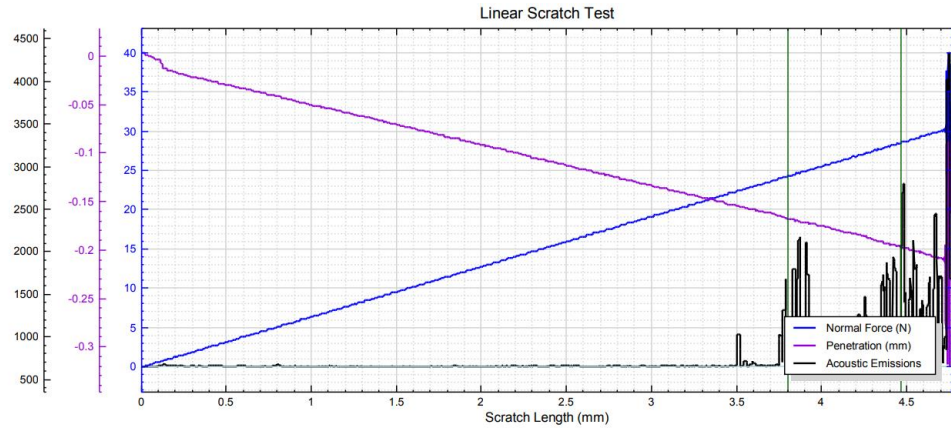
V2-1

Test Type: Progressive Load
 Initial Load (N): 0.050
 Final Load (N): 40.000
 Loading Rate (N/min): 5.000
 Speed (mm/min): 1.253
 Length (mm): 5
 Indenter Details
 Type: Conical 120deg, 100mkm
 Id: 0006
 Material: Diamond
 Radius (µm): 100
 Test Time: 12/1/2023 4:58:08 PM
 Sample Name: N#5
 Sample Number: 5
 Lot Number: 4
 Material:
 Layer Configuration:
 Notes:



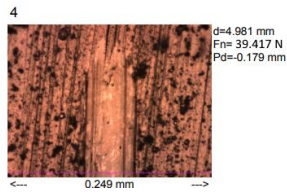
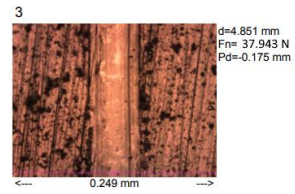
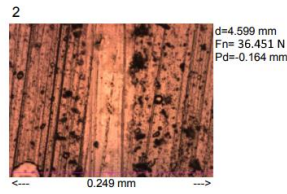
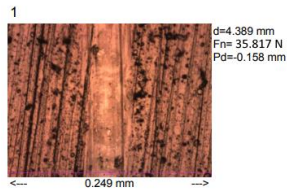
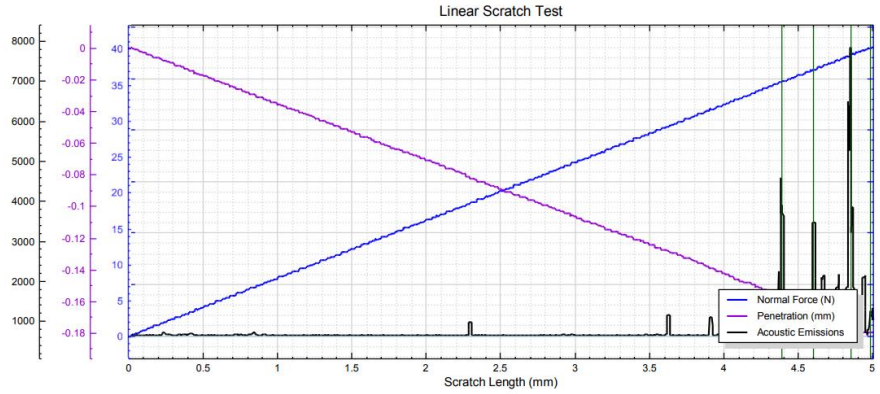
V2-2

Test Type: Progressive Load
 Initial Load (N): 0.050
 Final Load (N): 40.000
 Loading Rate (N/min): 8.000
 Speed (mm/min): 1.252
 Length (mm): 5
 Indenter Details
 Type: Conical 120deg, 100mkm
 Id: 0006
 Material: Diamond
 Radius (µm): 100
 Test Time: 12/1/2023 12:03:02 PM
 Sample Name: N#2
 Sample Number: 2
 Lot Number: 1
 Material:
 Layer Configuration:
 Notes:



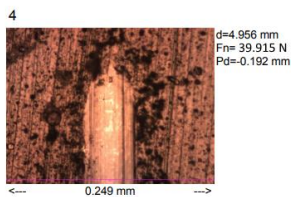
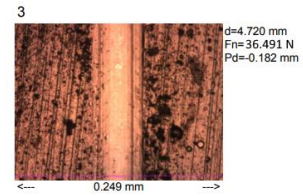
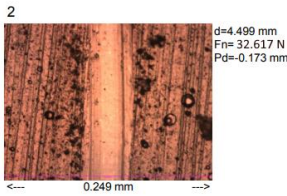
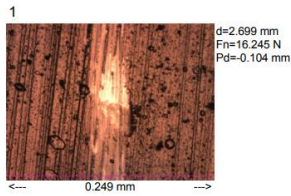
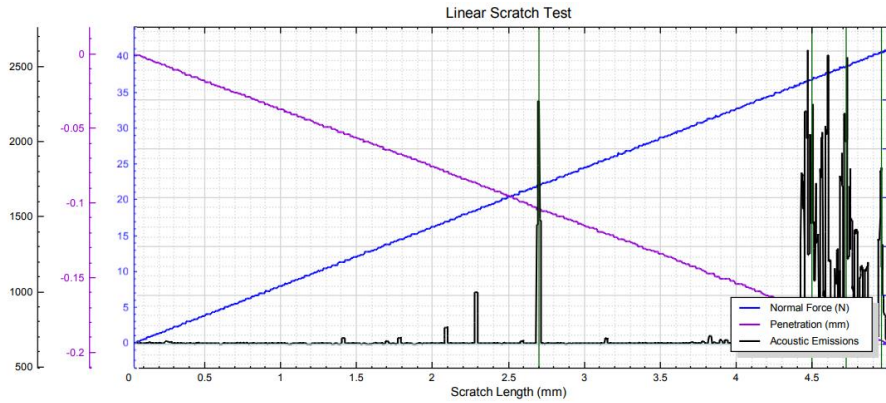
V2-3

Test Type: Progressive Load
 Initial Load (N): 0.050
 Final Load (N): 40.000
 Loading Rate (N/min): 7.500
 Speed (mm/min): 1.252
 Length (mm): 5
 Indenter Details
 Type: Conical 120deg, 100mkm
 Id: 0006
 Material: Diamond
 Radius (µm): 100
 Test Time: 12/1/2023 1:26:33 PM
 Sample Name: N#2
 Sample Number: 2
 Lot Number: 3
 Material:
 Layer Configuration:
 Notes:



V2-4

Test Type: Progressive Load
 Initial Load (N): 0.050
 Final Load (N): 40.000
 Loading Rate (N/min): 7.500
 Speed (mm/min): 1.252
 Length (mm): 5
 Indenter Details
 Type: Conical 120deg, 100mkm
 Id: 0006
 Material: Diamond
 Radius (µm): 100
 Test Time: 12/1/2023 2:47:26 PM
 Sample Name: N#3
 Sample Number: 3
 Lot Number: 1
 Material:
 Layer Configuration:
 Notes:



V2-5

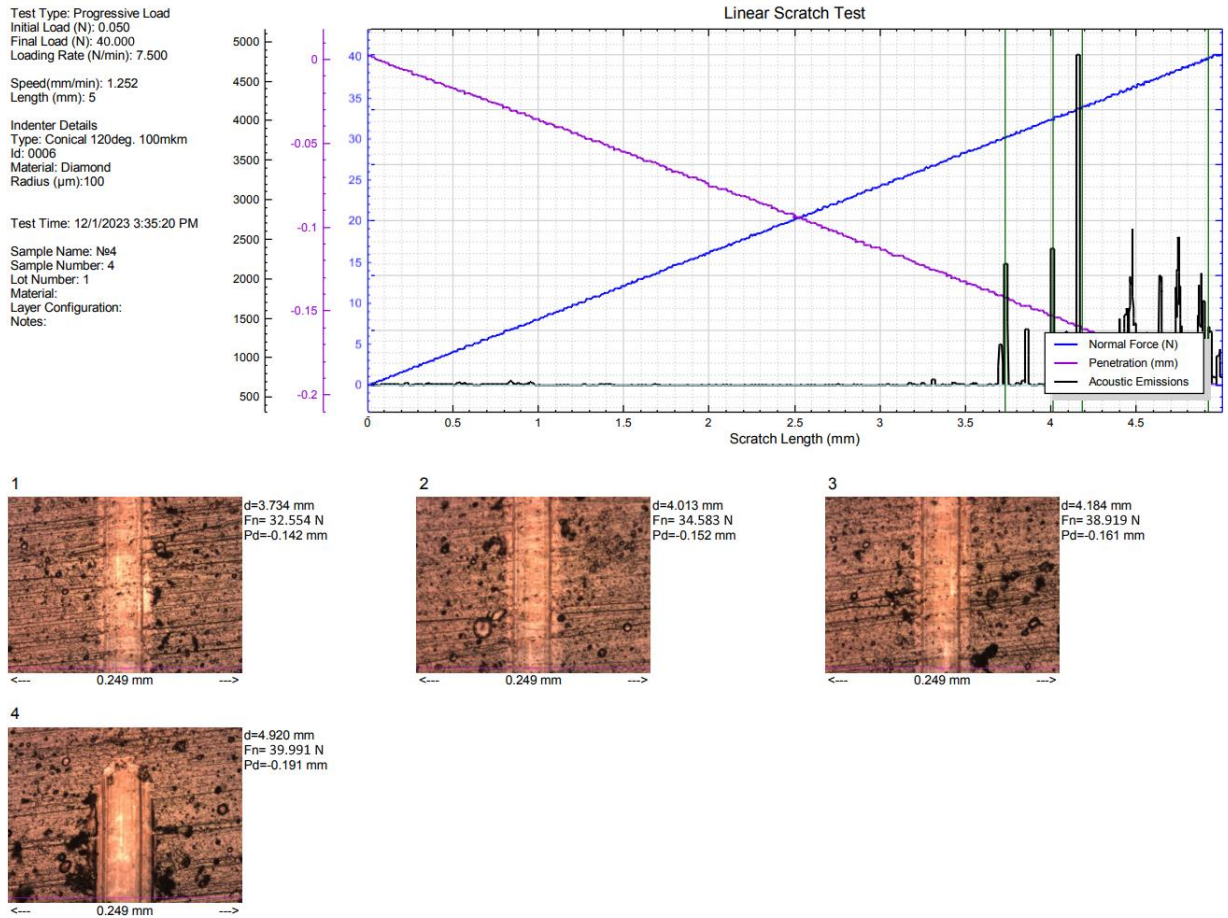


Рисунок 3.4. Результаты исследования стойкости покрытий к разрушению при скретч-тесте

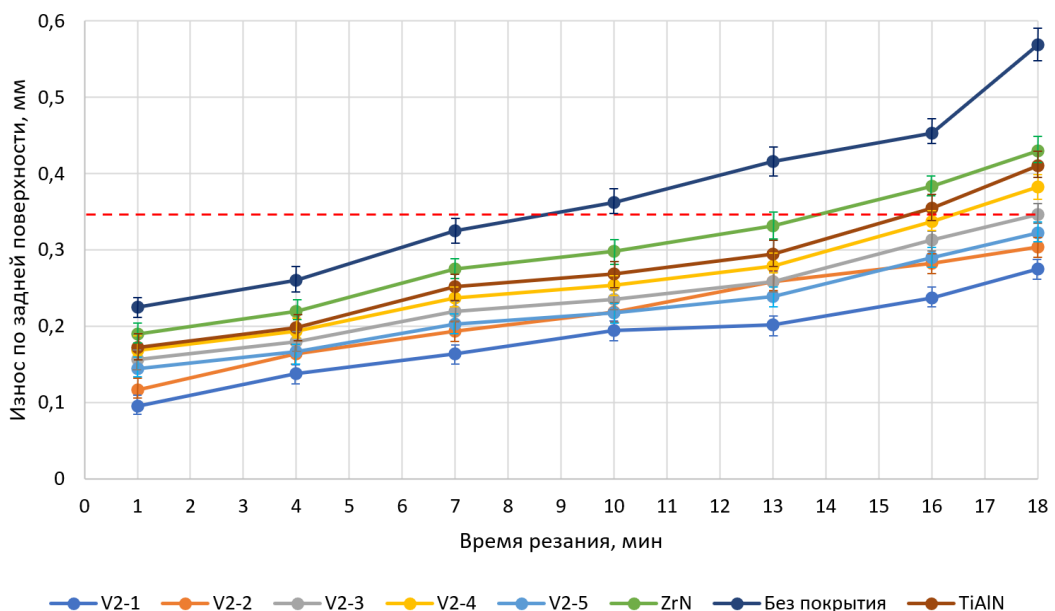
Стоит отметить, что все представленные выше результаты исследований не позволяют в полном объеме прогнозировать эксплуатационные характеристики покрытий при резании. Процесс резания характеризуется воздействием высоких температур, знакопеременных напряжений, вибраций, диффузионных и окислительных процессов. Данные факторы существенным образом влияют на свойства покрытий (например, на твердость), поэтому достоверные данные об эффективности износостойких покрытий можно получить только в результате непосредственного исследования свойств инструмента с покрытием при резании.

3.1.2. Исследование износостойкости инструментов с покрытиями при точении заготовок из титанового сплава ВТ6 при скорости резания 50, 75 и 100 м/мин

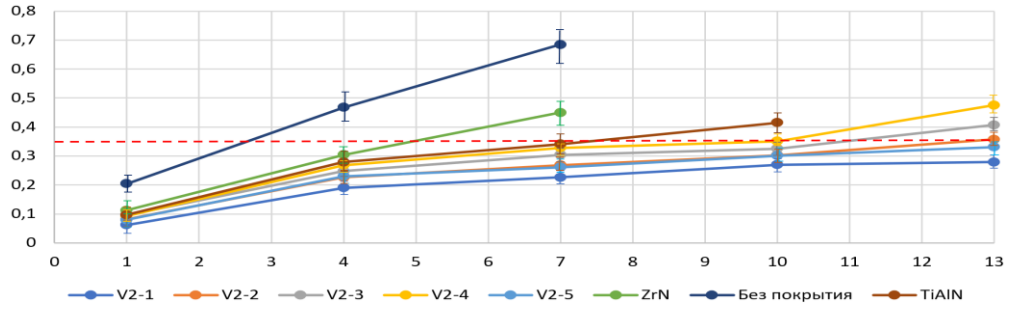
Обработка заготовок из титанового сплава ВТ6 проводилось при режимах резания: подача (s) = 0,1 об/мин, глубина резания (t) = 0,5 мм, скорость резания (V) = 50, 75 и 100 м/мин.

На основе анализа литературных источников (в частности, [216]) были выбраны геометрические параметры закрепления пластины в державке: $\gamma = -7^\circ$; $\alpha = 7^\circ$; $\lambda = 0^\circ$; $r = 0,4$ мм.

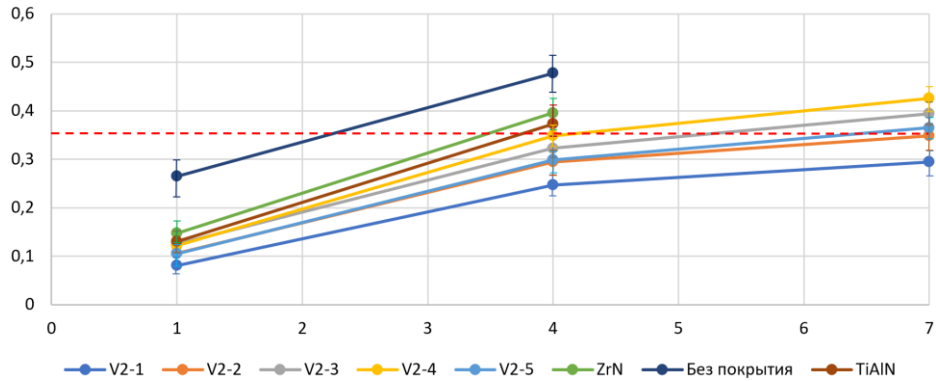
Результаты исследования режущих свойств инструментов с разработанными покрытиями системы Zr-ZrN-(Zr,Al,Cr)N показали, что все покрытия серии V2 обеспечивают заметное повышение износостойкости в сравнении с инструментом без покрытия и с референтными покрытиями ZrN и TiAlN (рисунок 3.5).



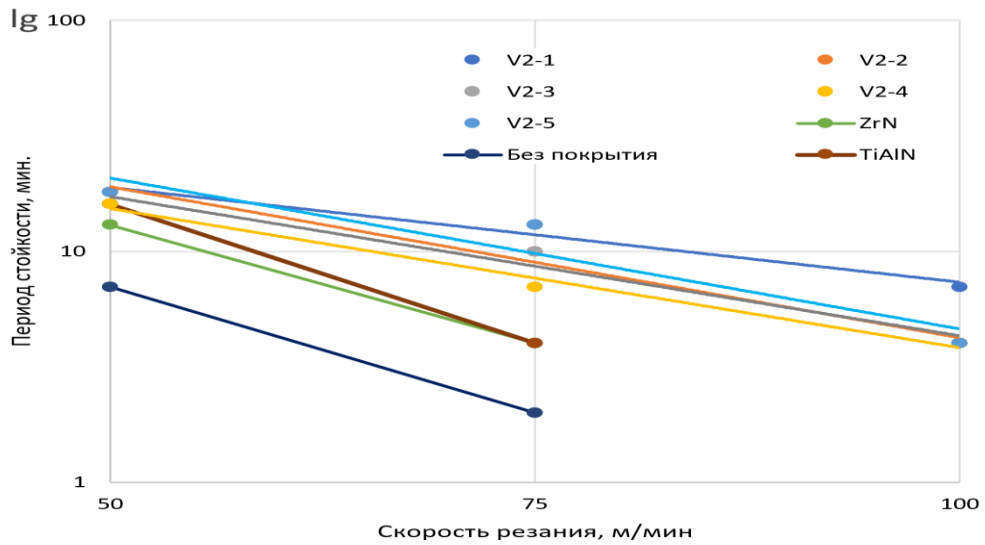
а



б



в



г

Рисунок 3.5. Результаты исследования износостойкости инструмента с покрытиями серии V2 в сравнении с инструментом с покрытием ZrN и без покрытия при точении заготовок из титанового сплава ВТ6 при скоростях резания $v_c = 50$ (а), 75 (б) и 100 (в) м/мин, зависимость периода стойкости от скорости резания (г)

Применение инструмента с износостойким покрытием с увеличивающейся величиной периода модуляции V2-1 обеспечивает такой же период стойкости при скорости резания 100 м/мин что и инструменты с референтными покрытиями ZrN и TiAlN при скорости резания 50 м/мин.

Зависимость периода стойкости от скорости резания описывается экспоненциальными уравнениями вида

$$y = K_1 e^{K_2 \cdot x}$$

где y – период стойкости, мин;

x – скорость резания, м/мин;

K_1 и K_2 – коэффициенты, зависящие от состава и архитектуры покрытия.

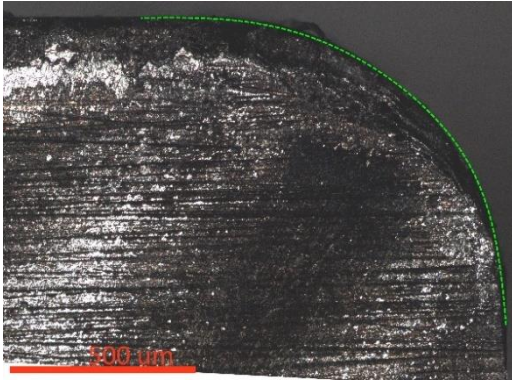
Таким образом, можно сделать вывод, что применение покрытия с рационально подобранным составом и увеличивающейся величиной периода модуляции позволяет повысить скорость резания с 50 до 100 м/мин при сохранении периода стойкости инструмента.

3.2. Исследования характера изнашивания инструмента с исследуемыми покрытиями при точении заготовок из титанового сплава ВТ6.

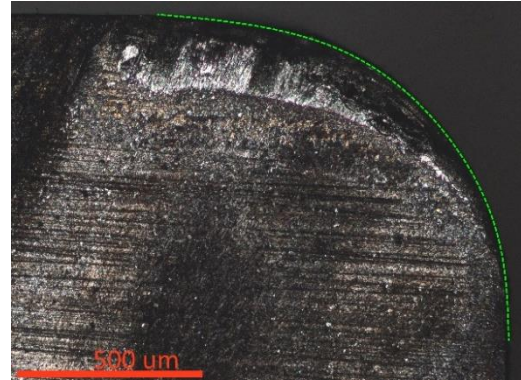
Определение областей для углубленных исследований

Так как задачей настоящей работы является повышение производительности обработки за счет повышения скорости резания, рассмотрим особенности износа инструмента на повышенной скорости резания (100 м/мин), а также износ инструмента скоростью 50 м/мин. Вид передней поверхности твердосплавного инструмента с покрытием Zr-ZrN-(Zr,Al,Cr)N серии V2, покрытием ZrN и без покрытия представлен на рисунке 3.6. Обработка происходит в течение 7 минут со скоростью резания $V = 100$ м/мин.

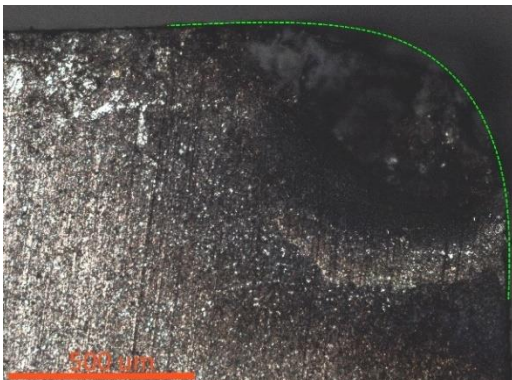
Исследования другой группы образцов с покрытиями серии V2 подтверждает описанную закономерность (рисунок 3.7). У образцов V2-1 и V2-2 формирование лунки износа на передней поверхности не наблюдается, у образцов V2-3, V2-4 и V2-5 наблюдается начало формирования лунки, однако к моменту достижения предельного износа по задней поверхности данные лунки остаются слабо выраженными.



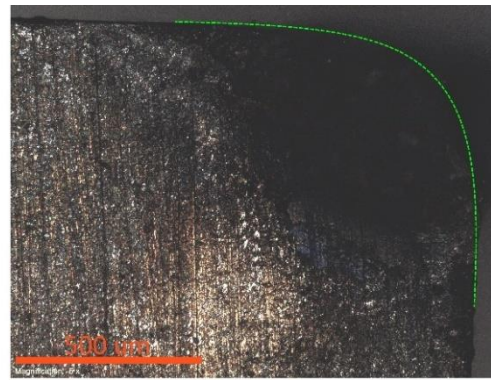
V2-1



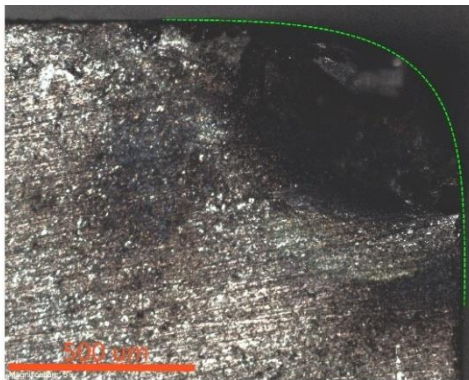
V2-2



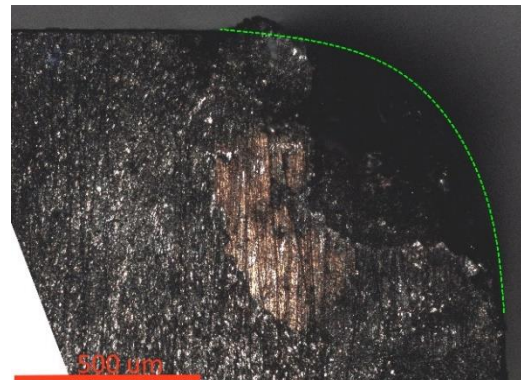
V2-3



V2-4



V2-5



ZrN

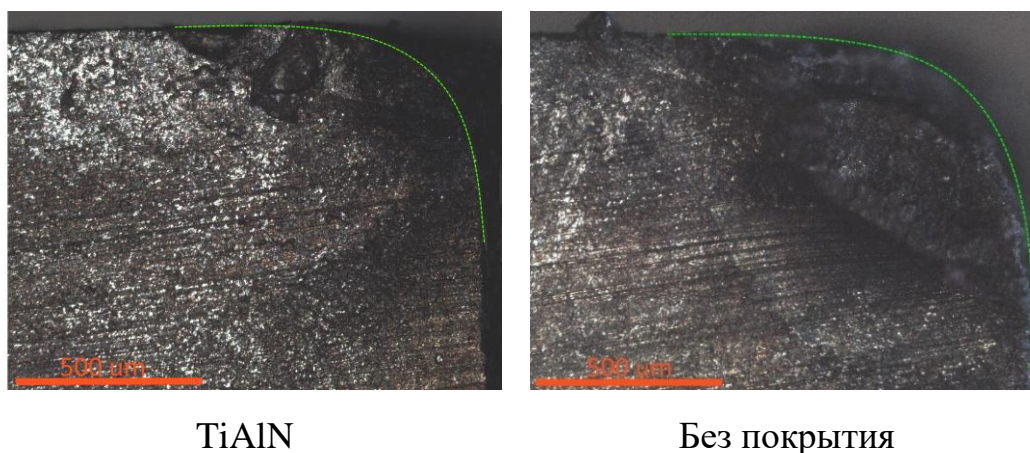


Рисунок 3.6. Износ по передней поверхности пластин с износостойкими покрытиями с переменной величиной периода модуляции, покрытиями ZrN, TiAlN и без покрытия.

Время обработки – 7 минут, скоростью резания $V = 100$ м/мин

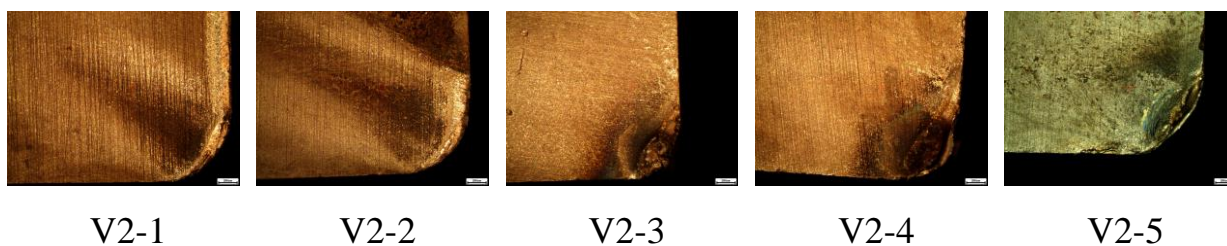


Рисунок 3.7. Характер износа передней поверхности твердосплавных пластин с покрытиями после 7 минут резания заготовок из титанового сплава ВТ6 со скоростью $V = 100$ м/мин

С целью исследования характера изнашивания передней поверхности инструмента с покрытиями при скорости резания $V = 50$ м/мин был проведен анализ распределения элементов покрытия, обрабатываемого материала и твердосплавного субстрата в данной области. Особое внимание уделялось распределению элементов состава покрытия (Zr, Cr и Al), обрабатываемого материала (Ti) и твердосплавного субстрата (W). Анализ распределения вольфрама позволяет идентифицировать области с полностью утраченным покрытием, а анализ распределения титана позволяет дифференцировать области окисления покрытия и окислившийся налип обрабатываемого материала (рисунок 3.8 и 3.9).

Стоит отметить, что алюминий входит как в состав покрытия, так и в состав обрабатываемого материала, дифференцировать алюминий покрытия от сплава ВТ6 в данном случае невозможно.

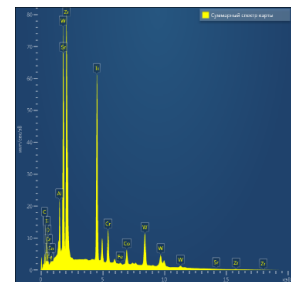
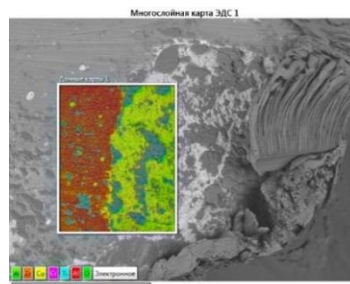
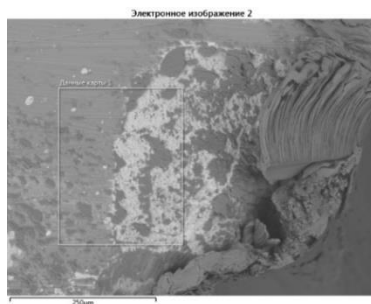
На передней поверхности формируется обширный налип титанового сплава. Данный налип формируется главным образом в области, в которой покрытие утрачено, в области сохранившегося покрытия концентрация титана заметно ниже. На твердосплавном субстрате без покрытия формируется обширный непрерывный налип титана. На поверхности покрытия адгезия титана имеет островковый характер с размерами адгерентов 10–50 мкм. Данный факт может свидетельствовать о существенно лучшей адгезии титанового сплава и твердосплавного субстрата и заметно меньшей адгезии с покрытием.

Общий вид исследуемой области

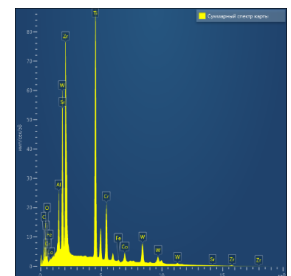
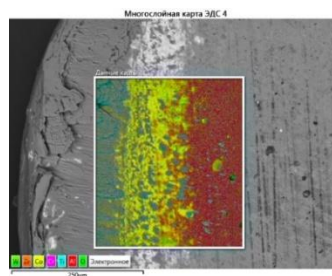
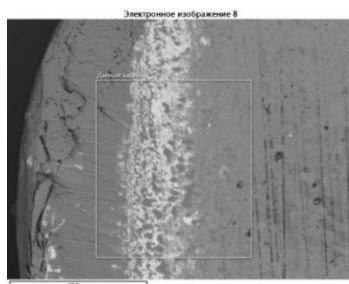
Интегрированная карта распределения элементов

Интенсивность распределения элементов в исследуемой области

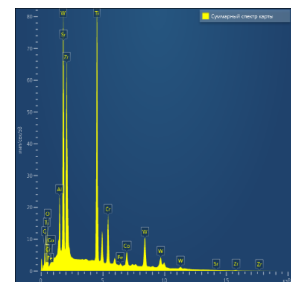
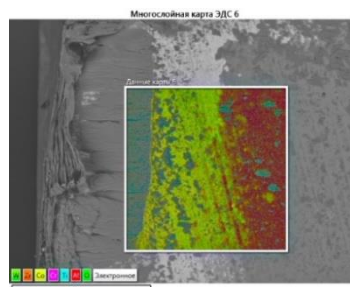
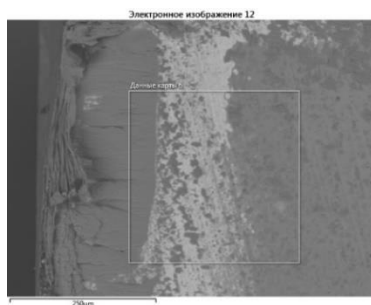
V2-1



V2-2



V2-3



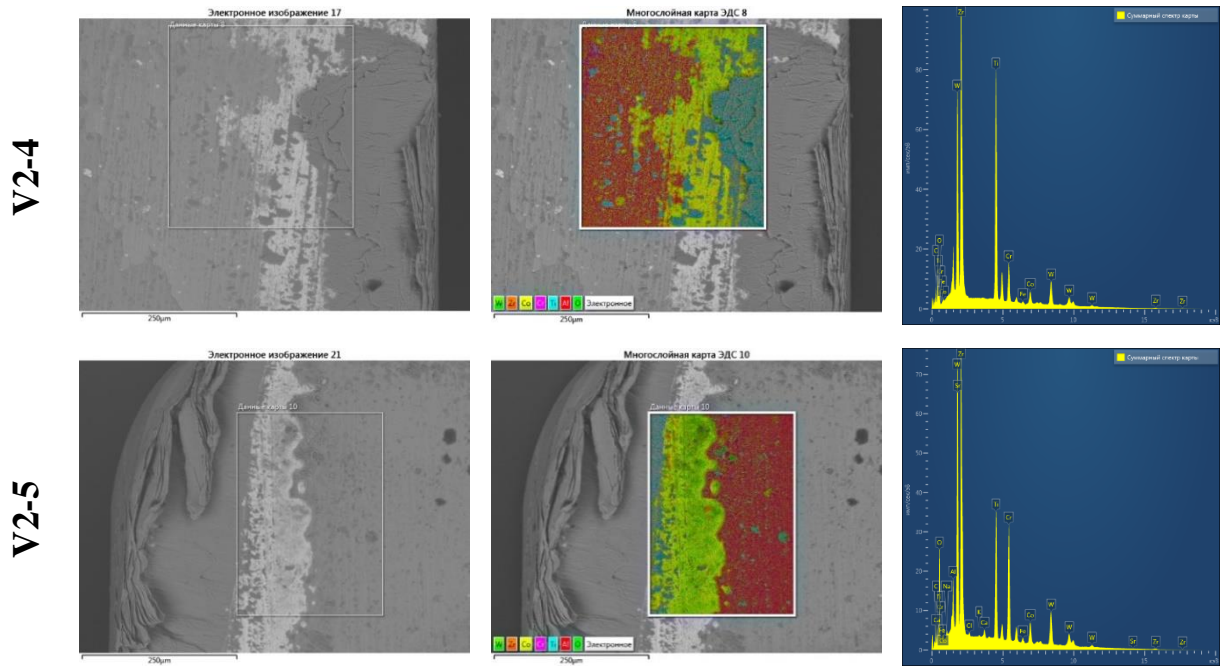
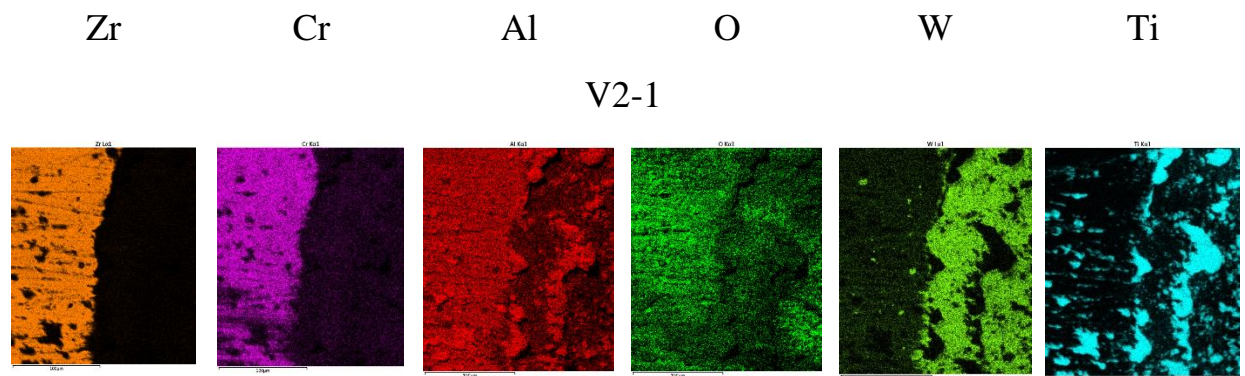


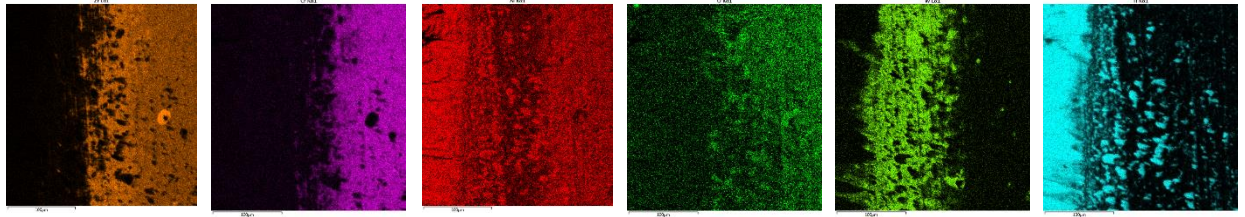
Рисунок 3.8. Общий вид исследуемой области, интегрированная карта распределения элементов и интенсивность распределения элементов в исследуемой области на передней поверхности режущей пластины с исследуемым покрытием.

Время обработки – 18 минут, скорость резания $V = 50$ м/мин

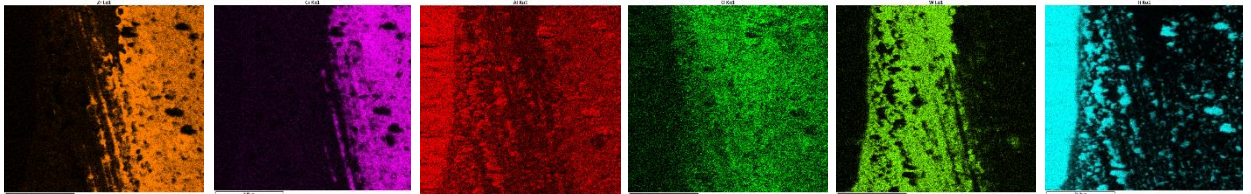
Активное окисление более характерно для области сохранившегося покрытия (Zr, Cr и Al), а не для области налива титанового сплава. Данный факт выглядит немного необычно, учитывая высокую окислительную активность титана.



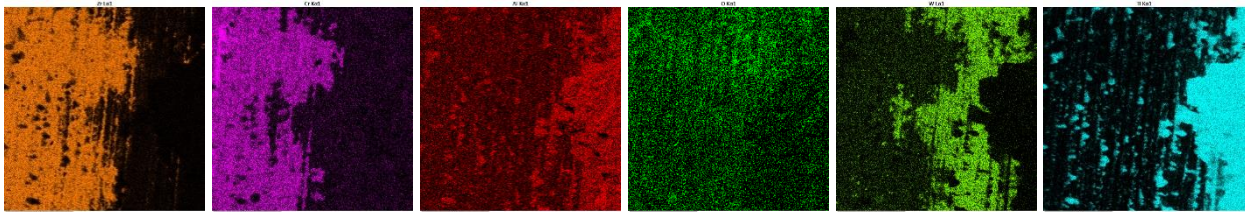
V2-2



V2-3



V2-4



V2-5

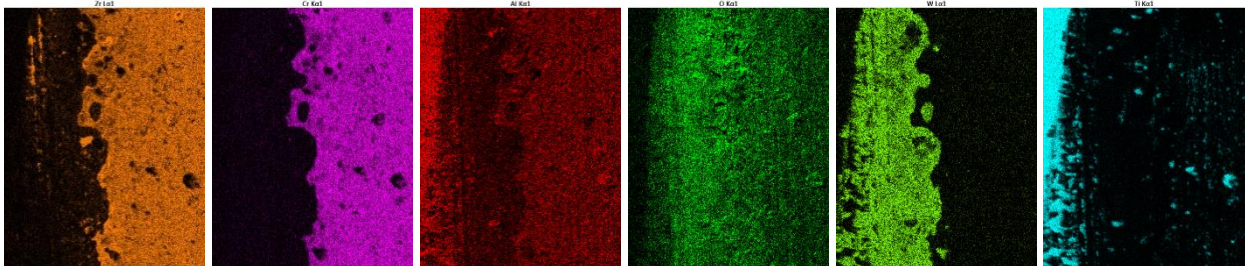


Рисунок 3.9. Карты распределения основных элементов в исследуемой области на передней поверхности режущего инструмента с исследуемым покрытием. Время обработки – 18 минут, скорость резания $V = 50$ м/мин.

Локализация исследуемой области представлена на Рисунок 3.8

На основе анализа распределения элементов на изношенной передней поверхности инструмента были определены места для вырезания ламелл (рисунок 3.10). Данные локализации расположены в непосредственной близости к границе износа покрытия, что позволяет лучше увидеть характер изнашивания.

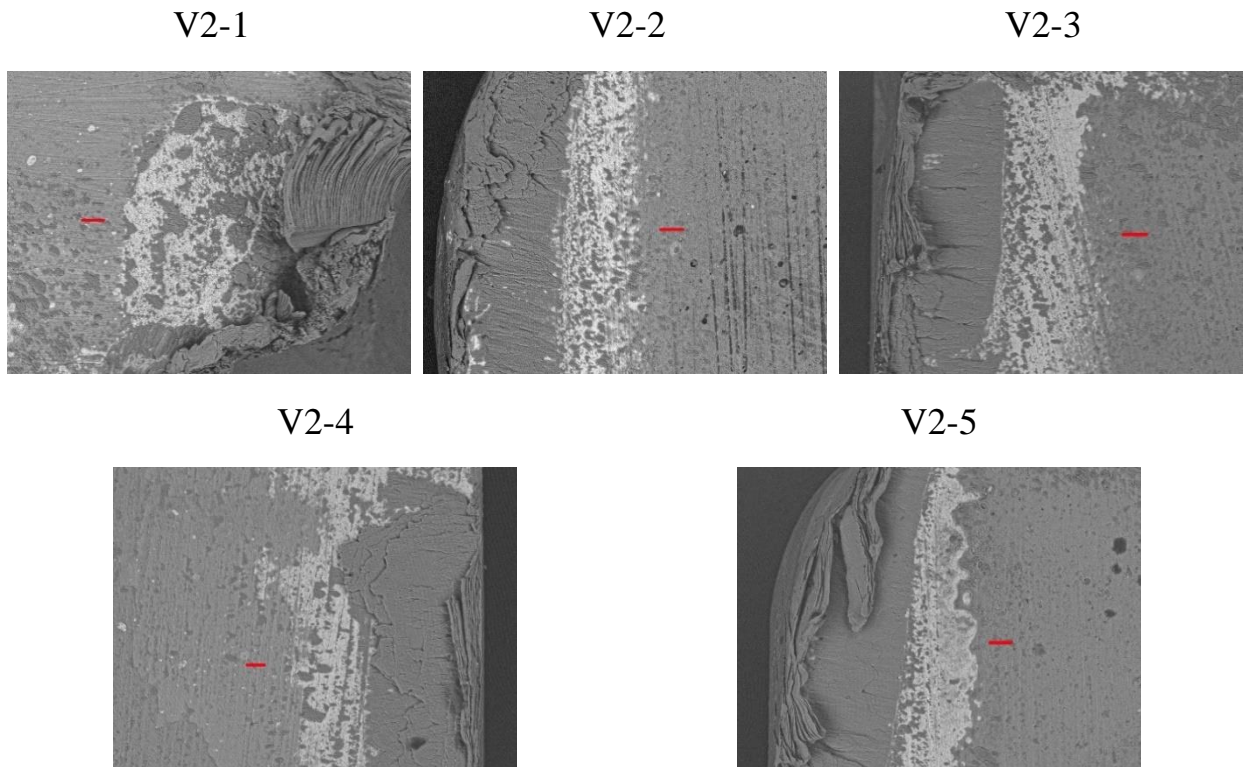


Рисунок 3.10. Локализация расположения ламелл для исследования характера изнашивания покрытий на передней поверхности инструмента.

Время обработки – 18 минут, скорость резания $V = 50$ м/мин

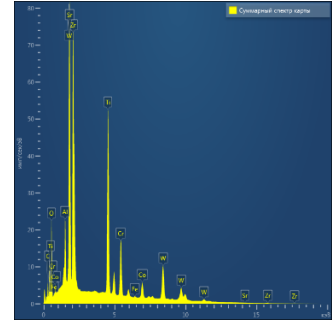
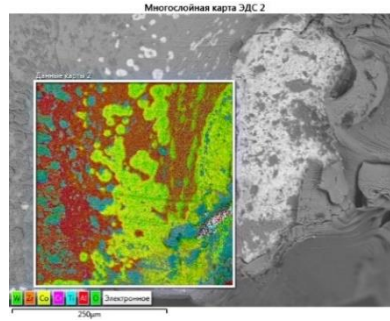
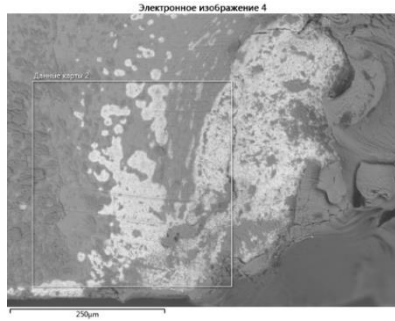
С целью исследования характера изнашивания передней поверхности инструмента с покрытиями при скорости резания $V = 100$ м/мин был проведен аналогичный анализ распределения элементов покрытия, обрабатываемого материала и твердосплавного субстрата данной области (рисунок 3.10 и 3.11). В отличие от точения при скорости 50 м/мин здесь наблюдается заметно меньший налип обрабатываемого материала. Наблюдается более активное окисление покрытия, при этом заметно активируются окислительные процессы на поверхности твердого сплава без покрытия. В тоже время окисление в области налива обрабатываемого материала менее активное по сравнению с областью покрытия и твердого сплава. На изображениях имеются области, на которых покрытие утрачено, но налип обрабатываемого материала отсутствует.

Общий вид исследуемой области

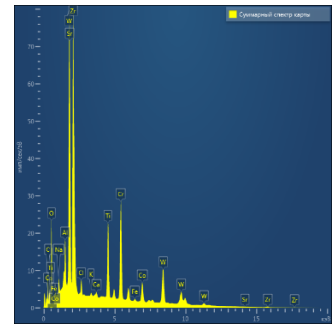
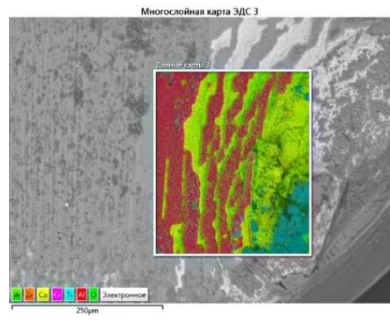
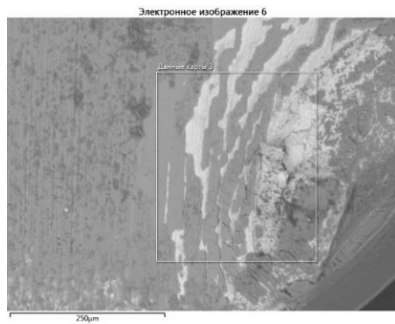
Интегрированная карта распределения элементов

Интенсивность распределения элементов в исследуемой области

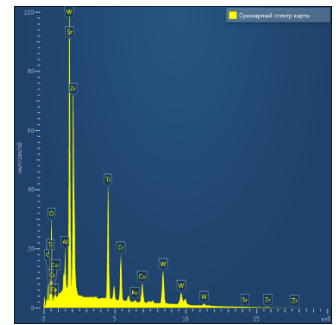
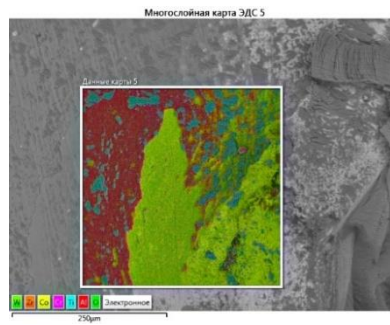
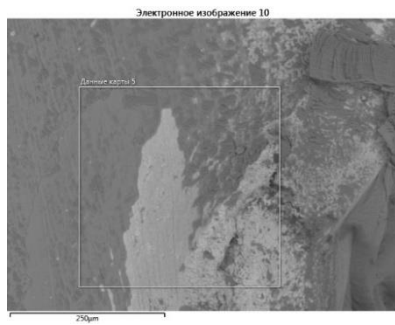
V2-1



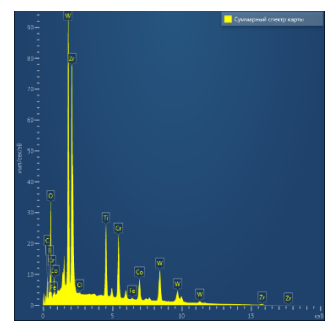
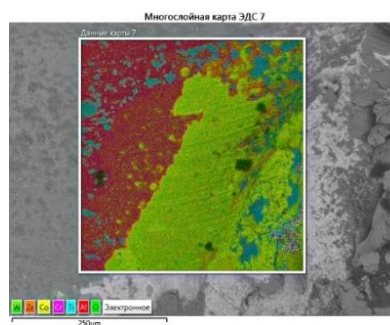
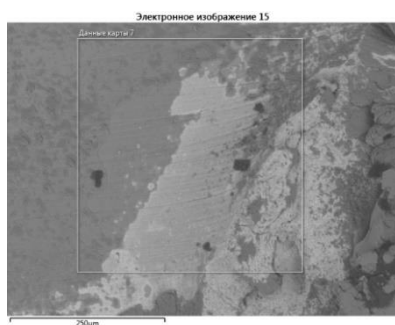
V2-2



V2-3



V2-4



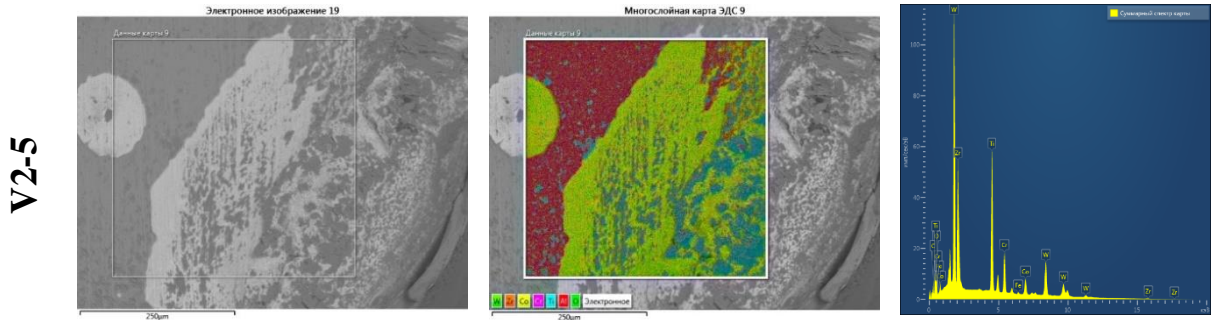
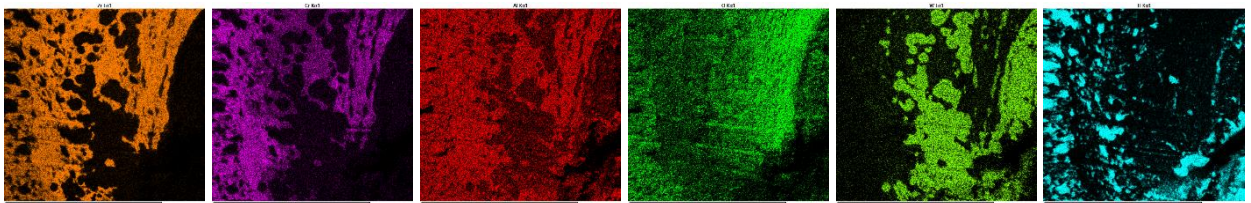


Рисунок 3.11. Общий вид исследуемой области, интегрированная карта распределения элементов и интенсивность распределения элементов в исследуемой области на передней поверхности режущей пластины с исследуемым покрытием.

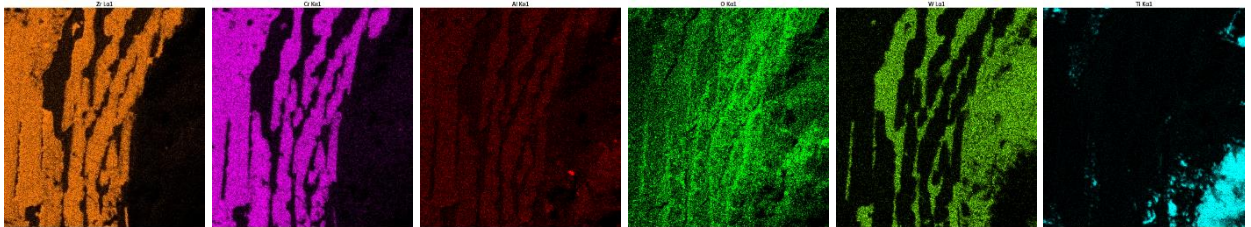
Время обработки – 18 минут, скорость резания $V = 100$ м/мин

Zr Cr Al O W Ti

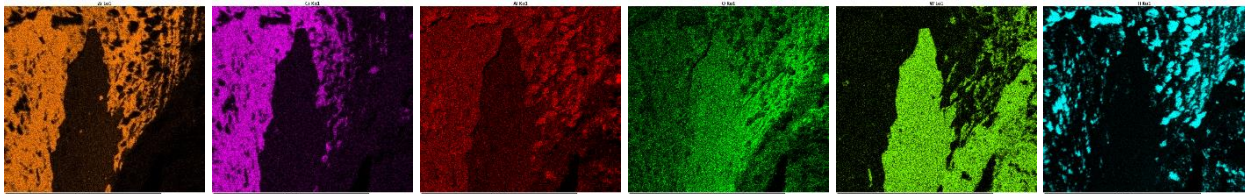
V2-1



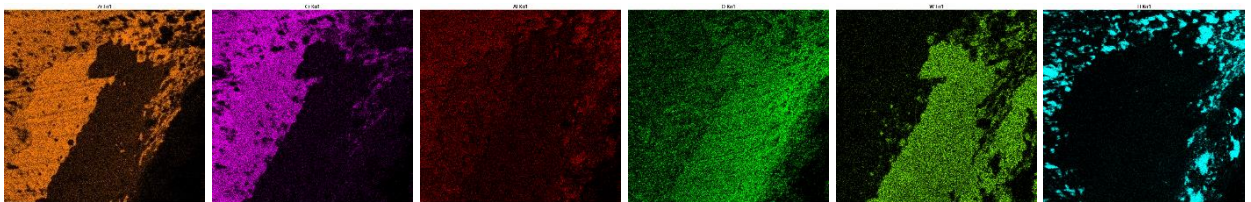
V2-2



V2-3



V2-4



V2-5

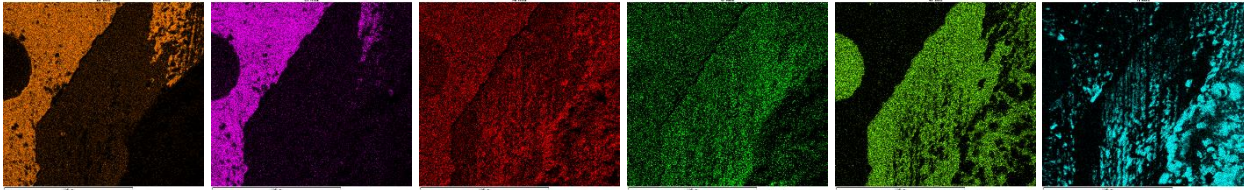


Рисунок 3.12. Карты распределения основных элементов в исследуемой области на передней поверхности режущего инструмента с исследуемым покрытием. Время обработки – 18 минут, скорость резания $V = 100$ м/мин.

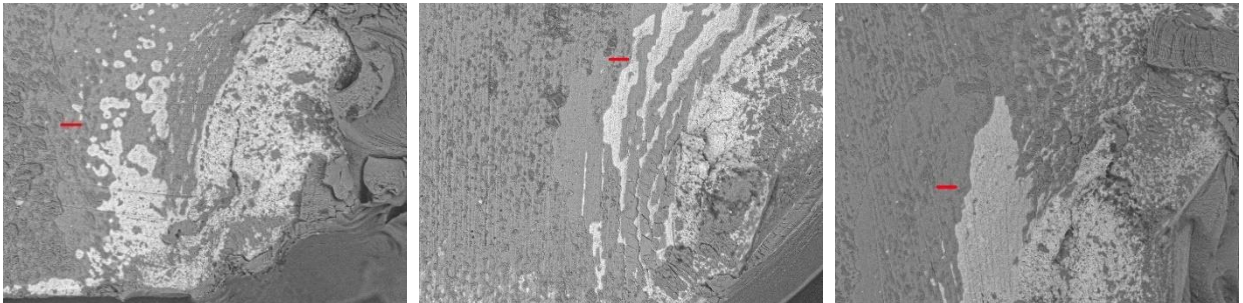
Локализация исследуемой области представлена на рисунок 3.11

В результате анализа характера изнашивания задней поверхности инструмента и распределения элементов были определены места вырезания ламелл для дальнейших исследований (рисунок 3.13). Данные области расположены максимально близко к границе разрушения покрытия.

V2-1

V2-2

V2-3



V2-4

V2-5

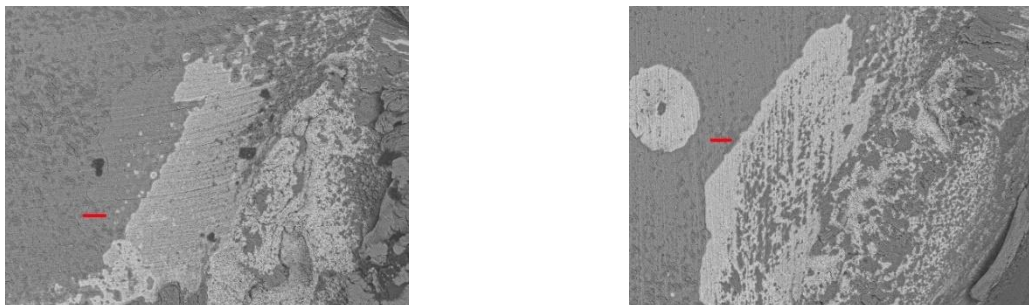


Рисунок 3.13. Локализация расположения ламелл для исследования характера изнашивания покрытий на передней поверхности инструмента после 7 минут резания при скорости резания $V = 100$ м/мин

3.3. Исследования характера изнашивания покрытий с переменной величиной периода модуляции нанослоев, окислительных и диффузионных процессов при точении заготовок из титанового сплава ВТ6

Для исследования характера окислительных и диффузионных процессов в покрытиях, а также для углубленного изучения характера их изнашивания необходимо использование таких методов, как просвечивающая (ПЭМ) и сканирующая (СЭМ) электронная микроскопия. Рассмотрим результаты исследования ламелл, локализация которых представлена на рисунках 3.10 и 3.13.

Скорость резания $V = 50$ м/мин

Точение заготовки из титанового сплава ВТ6 инструментом с износостойким покрытием с увеличивающейся величиной периода модуляции нанослоев V2-1 при скорости резания $V = 50$ м/мин. Характер изнашивания покрытия V2-1 на передней поверхности инструмента при точении заготовок из титанового сплава представлен рисунке 3.14, а, б. Можно видеть плавный характер изнашивания покрытия с формированием границы изнашивания со сточенной в результате воздействия потока срезаемого материала кромкой. На поверхности покрытия при взаимодействии со стружкой формируются продольные борозды. На поверхности покрытия заметны островки налипа обрабатываемого материала. Более обширные фрагменты налипа присутствуют на поверхности твердого сплава без покрытия. Для изучения окислительных и диффузионных процессов на границе износа покрытия была вырезана ламелла (рисунок 3.14, в), общий вид которой представлен на рисунке 3.14, г.

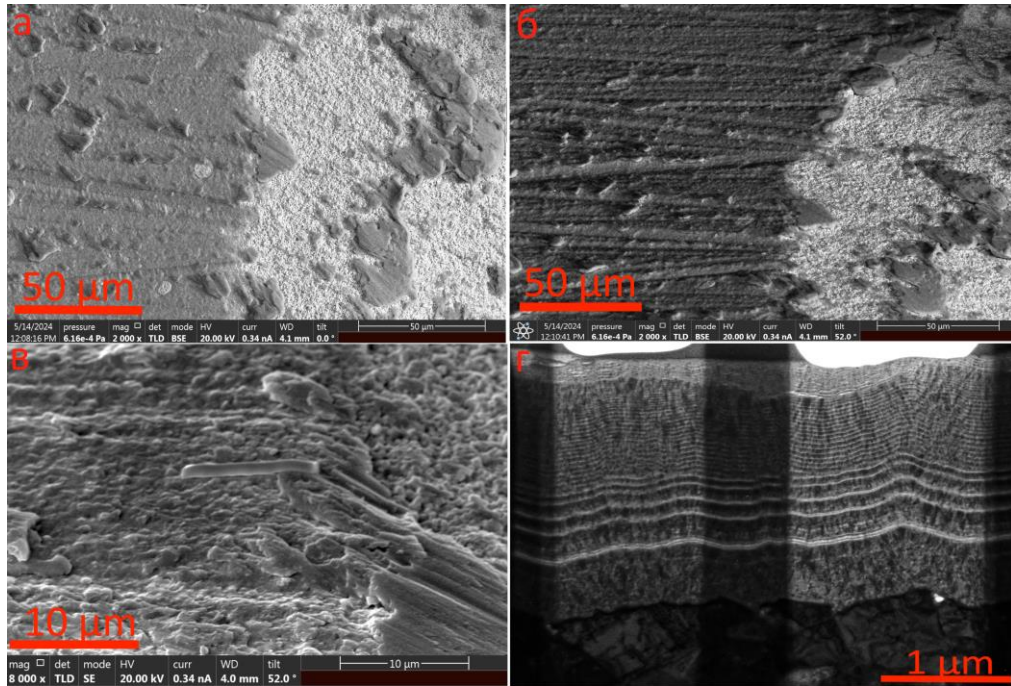
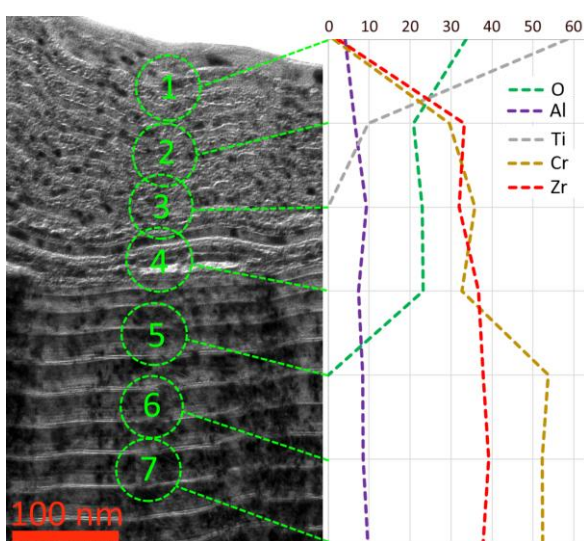


Рисунок 3.14. Характер изнашивания на передней поверхности инструмента с покрытием V2-1 (а, б), локализация (в) и общий вид вырезанной ламеллы (г)

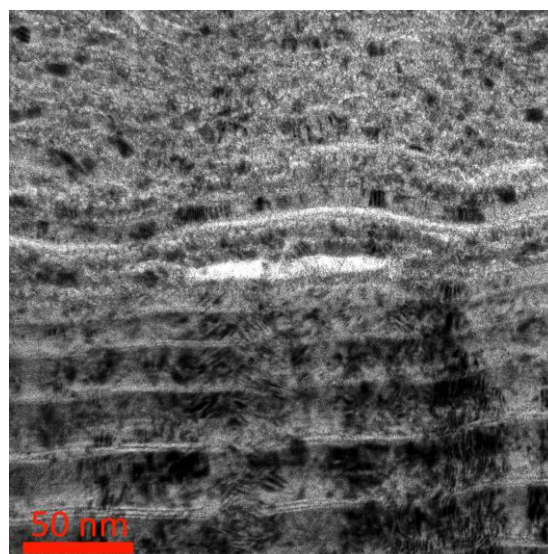
Исследование ламеллы показали наличие в покрытии окисленного слоя толщиной порядка 200 нм, причем в данном слое наблюдается трансформация структуры покрытия (рисунок 3.15). В данном слое кроме высокого содержания кислорода наблюдается также диффузия титана на глубину до 150 нм. Так как оксиды циркония и хрома имеют плотность (5,68 и 5,22 г/см³, соответственно), которая заметно ниже плотности их оксидов (7,09 и 5,90 г/см³, соответственно), происходит разбухание материала покрытия, за счет чего наблюдается деформация его наноструктуры (рисунок 3.15, б). В окисленном слое сохраняются исходные нитридные кубические фаза (Zr,Cr,Al)N и (Cr,Zr,Al)N, но при этом формируется оксидная фаза ZrO₂ (рисунок 3.15, в), а также, возможно, оксиды хрома и алюминия, присутствующие в незначительных количествах, не позволяющих идентифицировать их методом SAED. Стоит отметить также, что фазовый анализ покрытия показывает присутствие фазы гексагонального нитрида алюминия (AlN) в нанослоях с большим значением периода модуляции и

отсутствие данной фазы в слоях с меньшим значением величины периода модуляции.

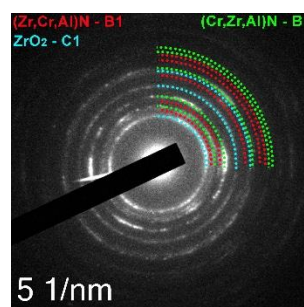
Точение заготовки из титанового сплава ВТ6 инструментом с износостойким покрытием с уменьшающейся величиной периода модуляции нанослоев V2-2, скорость резания $V = 50$ м/мин. Анализ состояния покрытия V2-2 показывает наличие области окисления, аналогичной наблюдаемой у покрытия V2-1 (рисунок 3.16, а). При этом характер окисления данной области имеет отличия от аналогичной области покрытия V2-1. В данном случае доминирует диффузия титана при меньшем уровне окисления. Несмотря на присутствие кислорода в рассматриваемой области (рисунок 3.16, г) анализ SAED не показал наличие оксидных фаз (возможно, их количество недостаточно для идентификации данным методом).

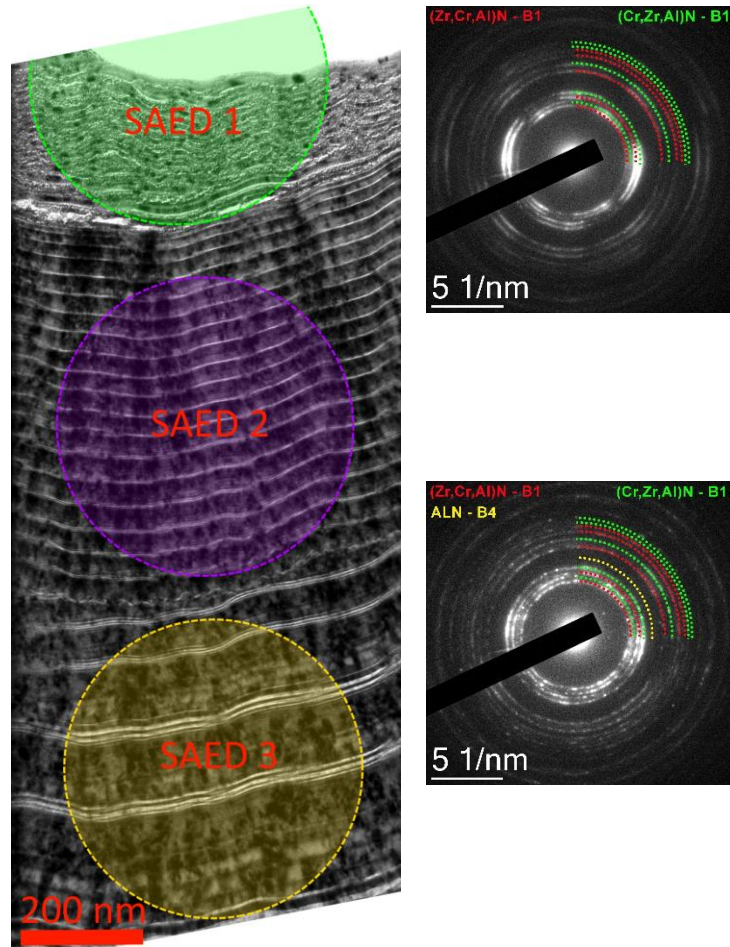


а



б

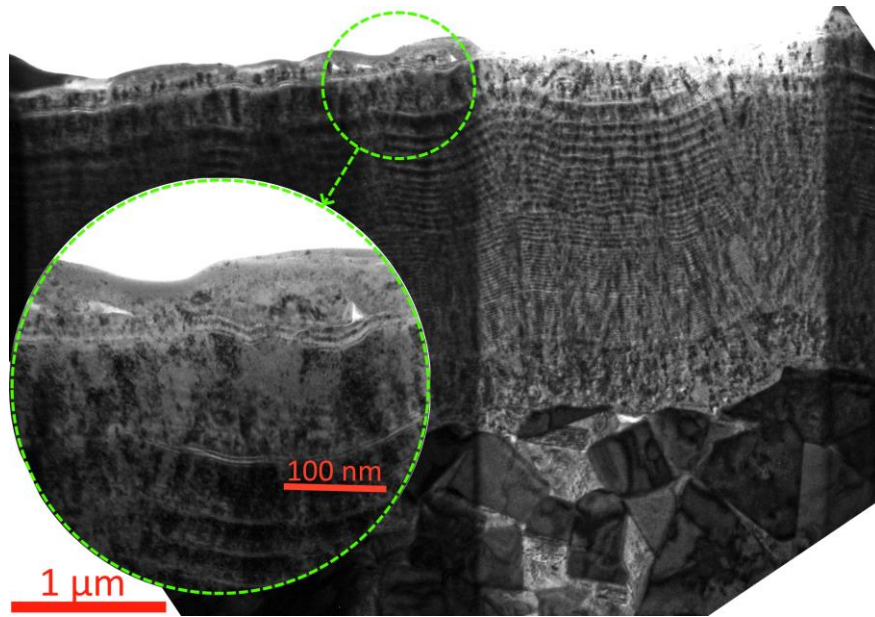




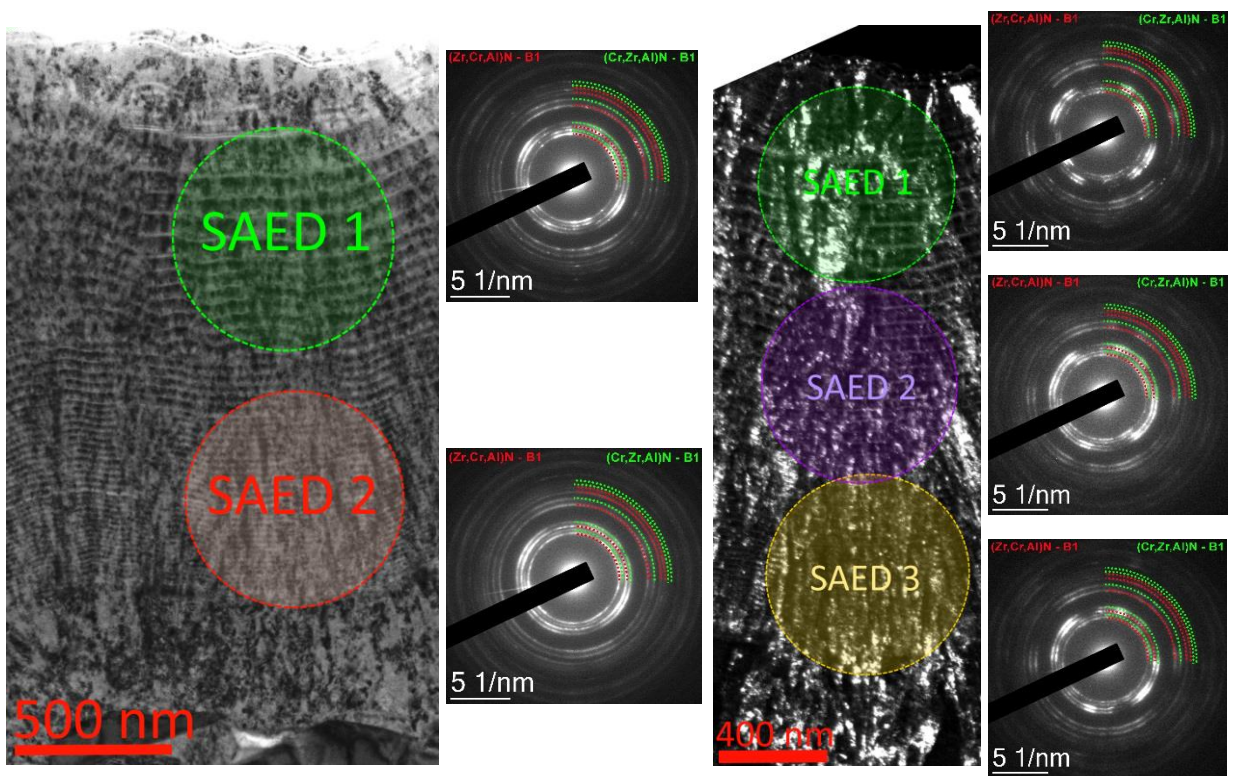
В

Рисунок 3.15. Исследование распределения элементов в покрытии (а), характер окислительного изнашивания покрытия (б), исследование фазового состава покрытия методом SAED (в)

Для данной зоны окисления не характерно разбухание нанослоев, наблюдаемое у покрытия V2-1, что может быть связано с меньшим содержанием кислорода и менее активным формированием оксидной фазы.

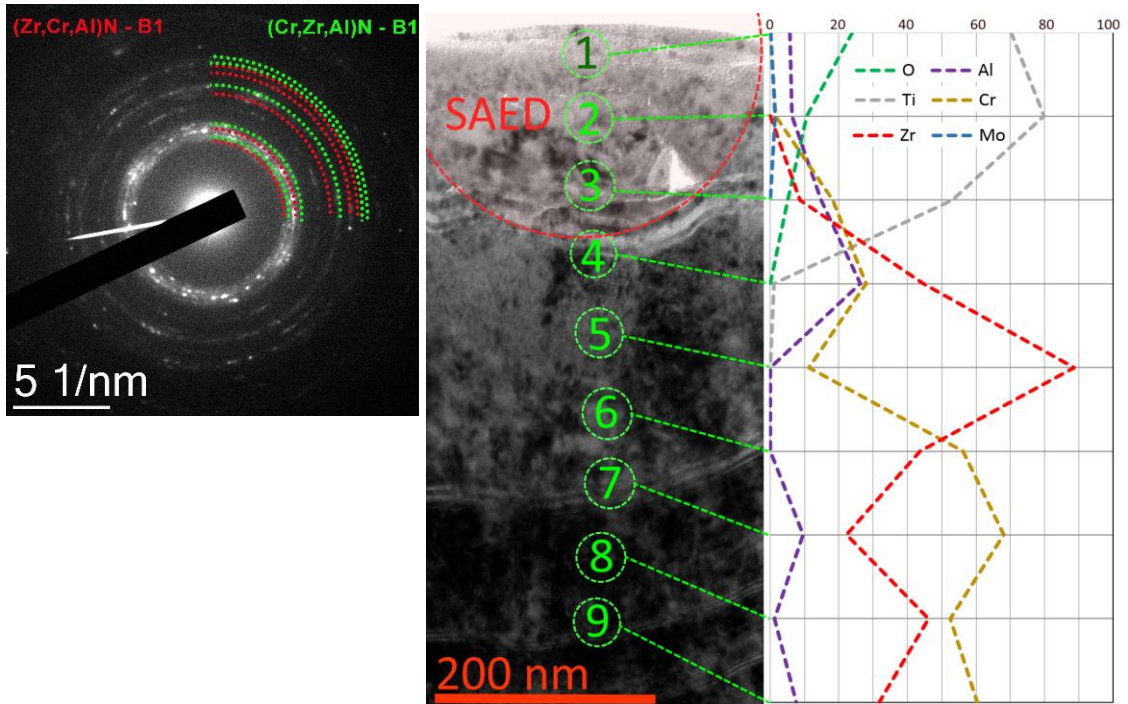


a



6

B



Г

Рисунок 3.16. Характер изнашивания на передней поверхности инструмента с покрытием V2-2: а – общий вид ламеллы; б, в, г – результаты исследования окислительных и диффузионных процессов в покрытии

Точение заготовки из титанового сплава ВТ6 инструментом с износостойким покрытием с переменной величиной периода модуляции нанослоев V2-3, скорость резания $V = 50$ м/мин. Для данного покрытия (период модуляции увеличивается от субстрата затем уменьшается к поверхности) также характерно формирование окисленного слоя на контактной поверхности покрытия (рисунок 3.18). В данном случае этот слой имеет меньшую по сравнению с ранее рассматриваемыми покрытиями толщину (100–150 нм), формирование оксидных фаз не идентифицируется методом SAED (рисунок 3.18, в). Диффузия титана также не наблюдается.

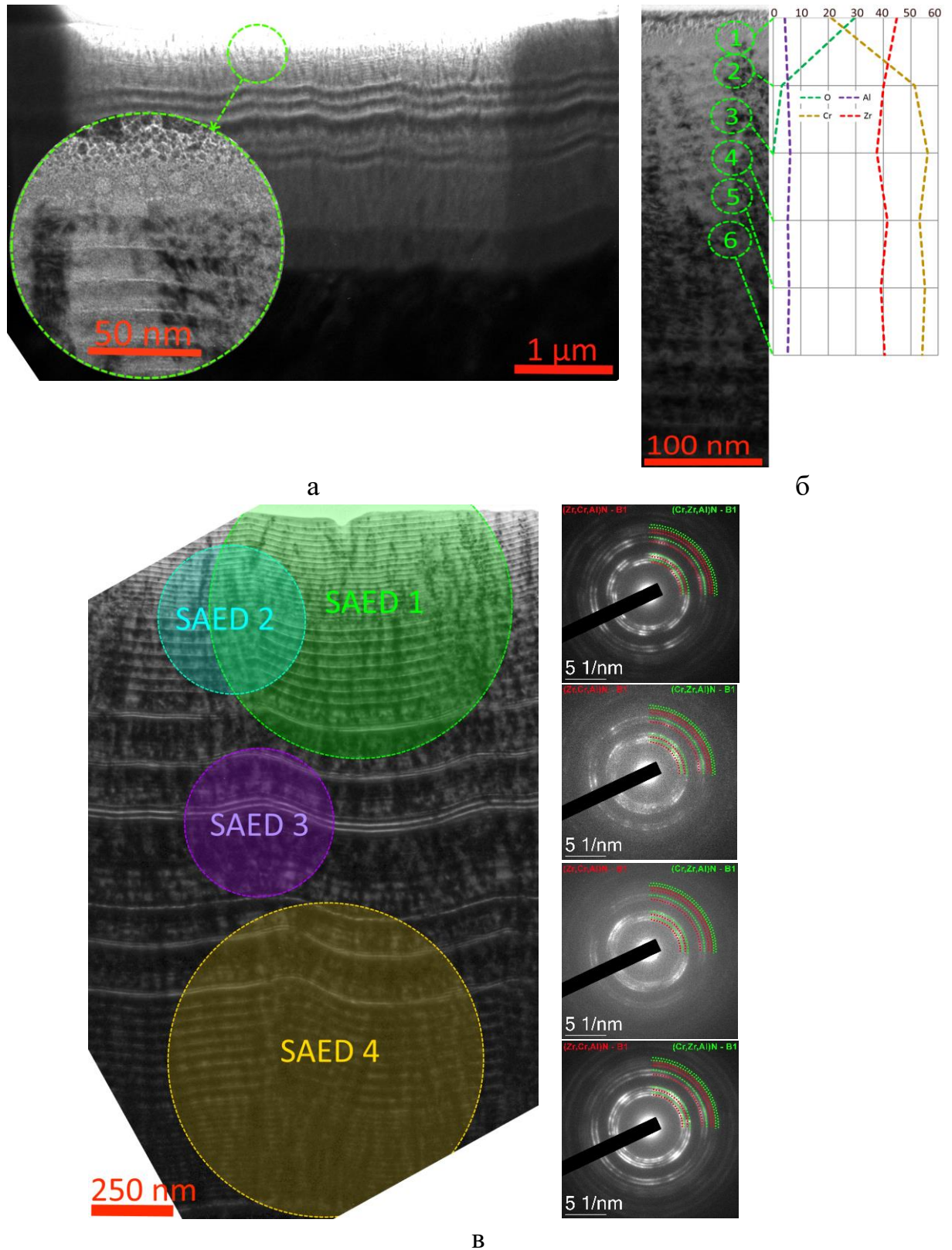
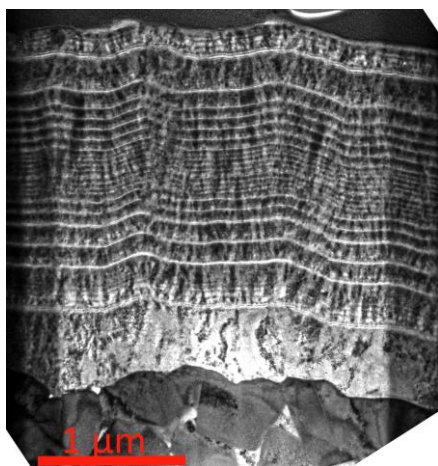
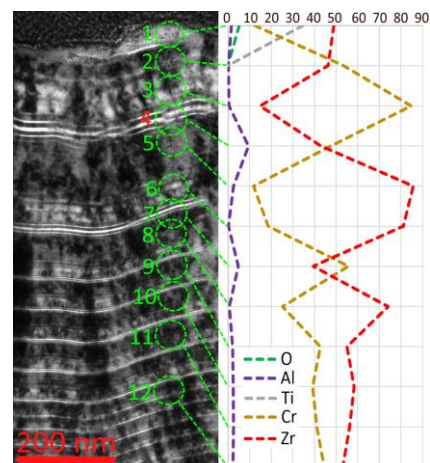


Рисунок 3.18. Характер изнашивания на передней поверхности инструмента с покрытием V2-3, общий вид ламеллы с окисленным слоем (а), анализ элементного состава внешних слоев покрытия (б), анализ фазового состава покрытия (в)

Точение заготовки из титанового сплава ВТ6 инструментом с износостойким покрытием V2-4 с переменной величиной периода модуляции нанослоев, скорость резания $V = 50$ м/мин. Исходя из данных, полученных при исследовании ламеллы, у покрытия V2-4 также формируется окисленный слой с признаками диффузии титана. Толщина данного слоя составляет 50–70 нм. Формирование оксидных фаз в данном слое не наблюдается. Следует отметить, что количественное сравнение результатов исследования ламелл для различных покрытий не совсем корректно, так как при изготовлении ламелл невозможно обеспечить полностью идентичные условия процесса резания в данной области. При общих «глобальных» условиях резания, задаваемых параметрами процесс и идентичных для всех сравниваемых покрытий, имеются также локальные условия резания, характерные для каждой микрообласти зоны резания. В границах зоны резания могут возникать существенно отличающиеся условия, обусловленные градиентом температур, доступом к кислороду в процессе резания (что обуславливает интенсивность формирования оксидов), наличие или разрыв контакта между потоком срезаемого материала и поверхностью инструмента (с чем может быть связана степень диффузии титана) и рядом других факторов. В настоящем исследовании дается скорее качественная оценка процессов в покрытии, связанных с воздействием различных факторов износа (в данном случае в первую очередь – окислительного и диффузионного).



а



б

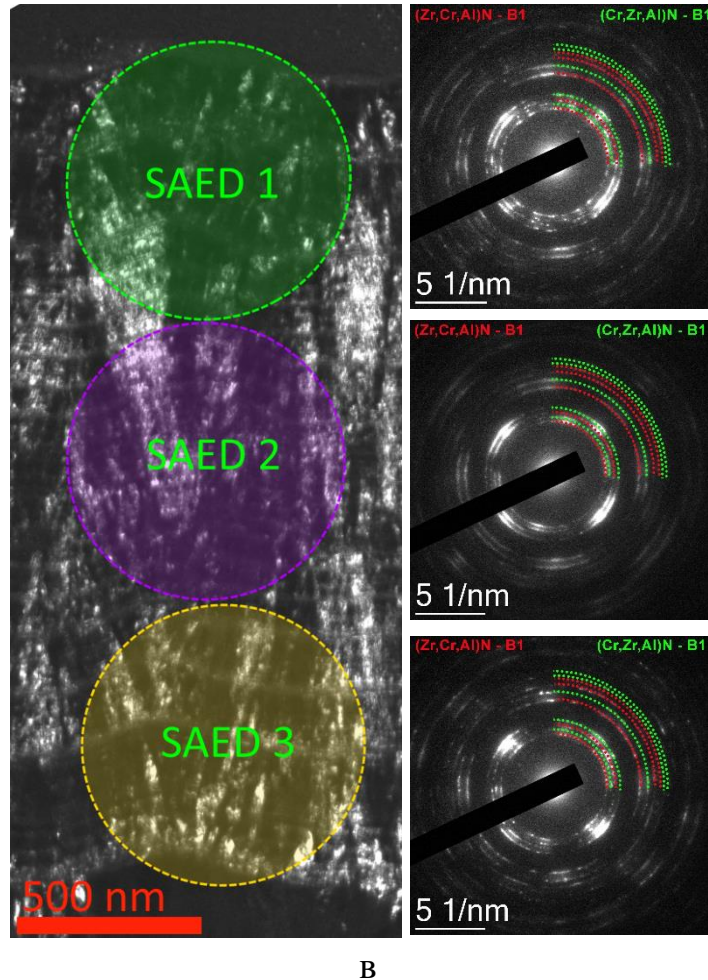
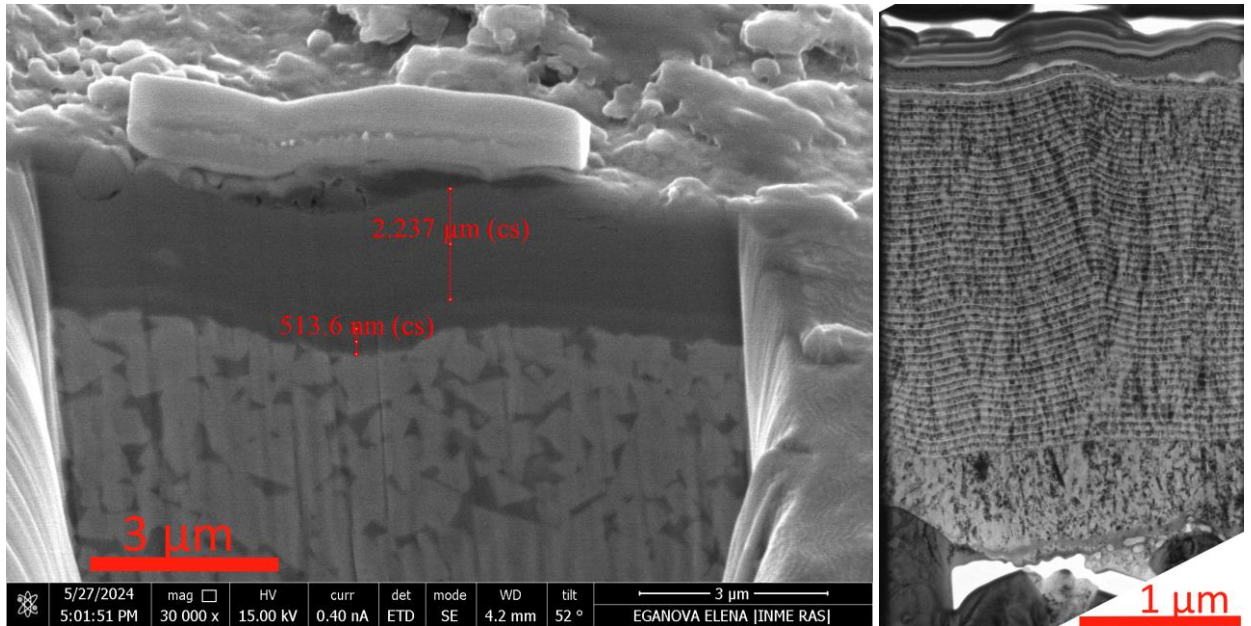


Рисунок 3.19. Характер изнашивания на передней поверхности инструмента с покрытием V2-4, общий вид исследуемой ламеллы (а), распределение элементов по толщине покрытия (б), анализ фазового состава покрытия (в)

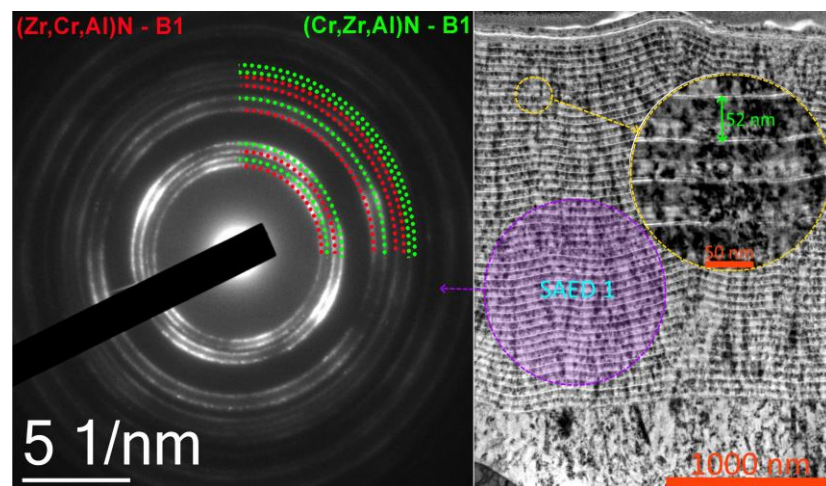
Точение заготовки из титанового сплава ВТ6 инструментом с износостойким покрытием с постоянной величиной периода модуляции нанослоев V2-5, скорость резания $V = 50$ м/мин. Так же, как и в рассмотренных выше образцах, в покрытии V2-5 наблюдается окисленный слой, глубина которого в данном случае составляет порядка 100 нм (рисунок 3.20). Несмотря на относительно небольшую толщину данного слоя, в нем идентифицируется формирование фазы ZrO_2 (рисунок 3.20, г). При этом диффузия титана в покрытие не наблюдается. Можно отметить тот факт, что нанослой с высоким содержанием циркония окисляется более активно по

сравнению с нанослоями, насыщенными хромом (рисунок 3.20, г). В частности, слой с высоким содержанием циркония заметно окислился (что видно не только по высокому содержанию кислорода, но и по изменению структуры – разбуханию данного слоя). В тоже время слои, расположенные выше и ниже данного слоя (насыщенные хромом), не имеют признаков активного окисления.



а

б



в

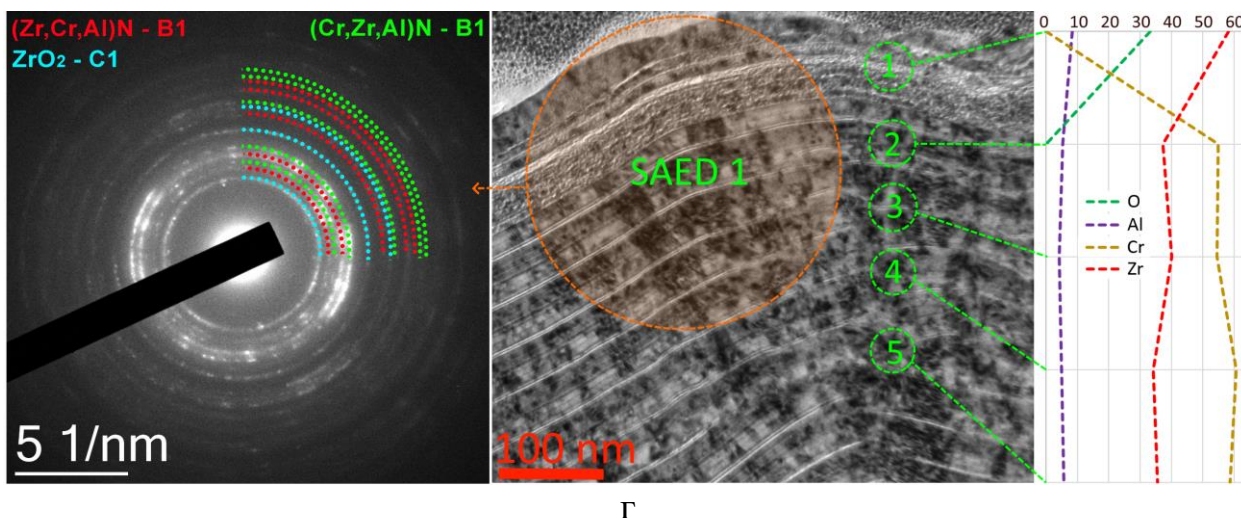
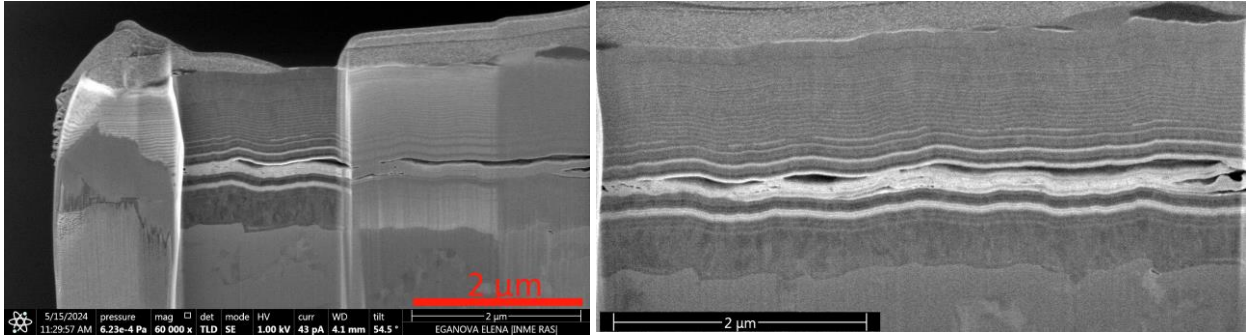


Рисунок 3.20. Характер изнашивания на передней поверхности инструмента с покрытием V2-5: а – область на передней поверхности инструмента, из которой была вырезана ламелла; б – общий вид изучаемой ламеллы; в, г – результаты исследования элементного и фазового состава изношенного покрытия

Скорость резания $V = 100$ м/мин

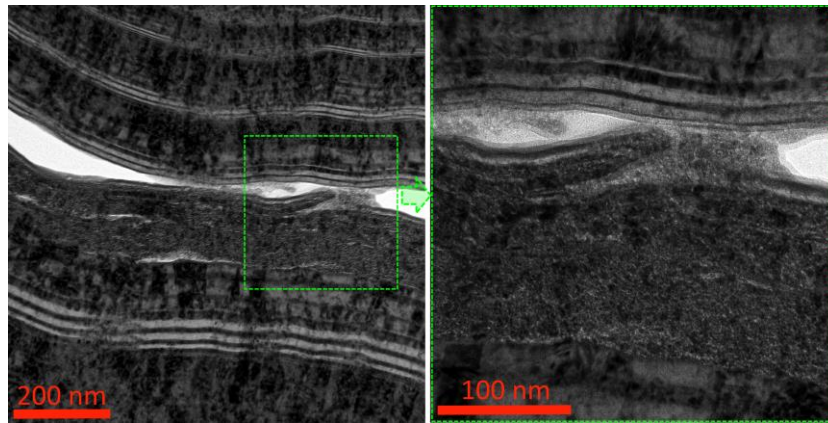
Точение заготовки из титанового сплава ВТ6 инструментом с износостойким покрытием с увеличивающейся величиной периода модуляции нанослоев V2-1, скорость резания $V = 100$ м/мин. При повышении скорости резания в первую очередь растет температура в зоне резания, что в случае точения заготовок из титановых сплавов, которая и так характеризуется высокими температурами в зоне резания вследствие плохого теплоотвода, может стать критичным для работоспособности инструмента. На рисунок 3.21, б, в можно видеть общую структуру покрытия в зоне резания. Заметно расслоение покрытия в его внутренних слоях. При этом заметного разрушения покрытия не наблюдается, оно сохраняет свою целостность и, соответственно, работоспособность. Подробное изучение области данного расслоения (см. рисунок 3.21, в) показывает, что в данном случае речь идет не только о нарушении когезионной связи между нанослоями, но и о нарушении самой структуры покрытия, причем в данной области фиксируется

присутствие кислорода и формирование оксида циркония (рисунок 3.21, г, е). На поверхности покрытия присутствует налип обрабатываемого материала, в котором имеет место диффузия элементов покрытия (в первую очередь – хрома и в меньшей степени – циркония) на глубину до 150 нм.

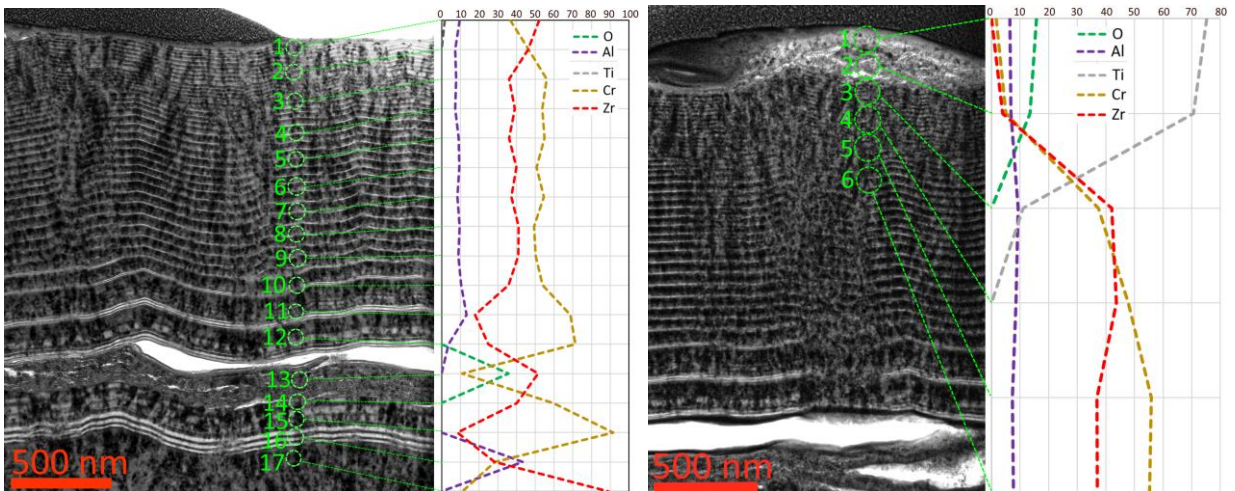


а

б

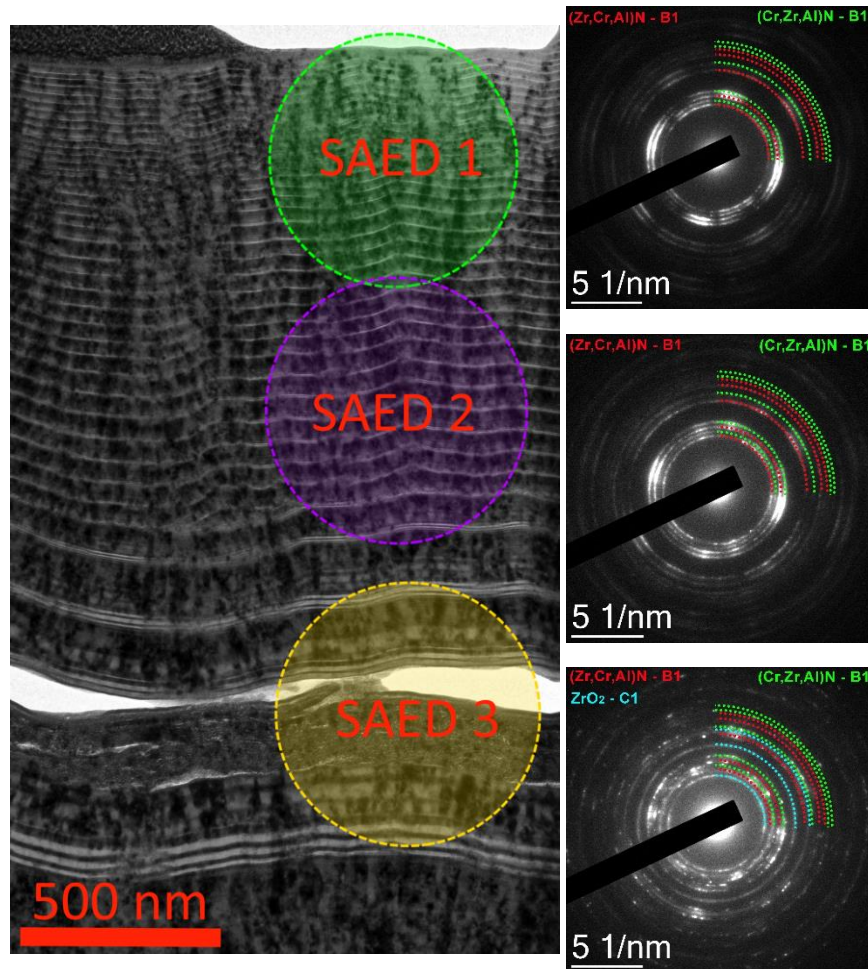


в



г

д



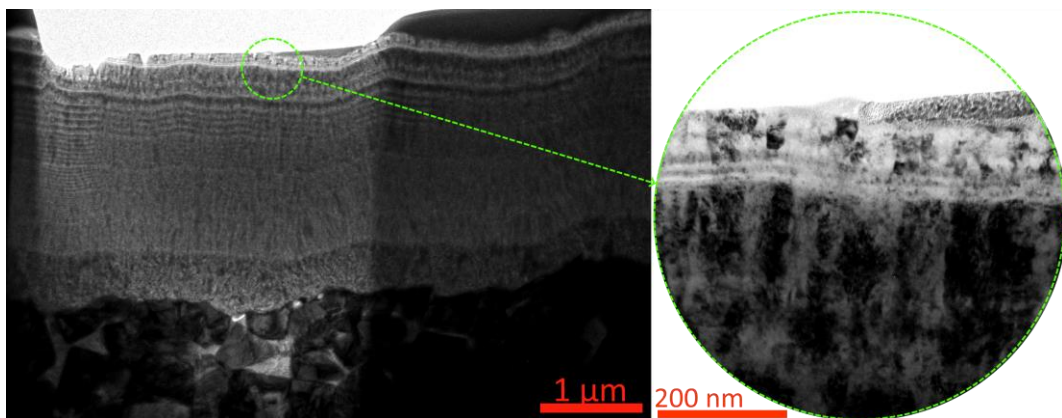
е

Рисунок 3.21. Характер изнашивания на передней поверхности инструмента с покрытием V2-1: а, б – общий вид ламеллы; в – характер расслоения внутренних слоев покрытия; г, д – анализ распределения элементов по толщине покрытия; е – SAED фазовый анализ покрытия по его толщине

Точение заготовки из титанового сплава ВТ6 инструментом с износостойким покрытием с уменьшающейся величиной периода модуляции нанослоев V2-2, скорость резания $V = 100$ м/мин. Исследование характера изнашивания покрытия V2-2 при скорости резания 100 м/мин показывает, что имеет место некоторая трансформация внешних слоев данного покрытия на глубину порядка 200 нм. В данной области сформировалась зона более светлого по контрасту материала покрытия (рисунок 3.22, а). Особенностью данной зоны, в отличие от ранее

рассмотренных случаев, является отсутствие признаков окисления, но наличие высокой концентрации хрома (рисунок 3.22, б, в). Фазовый анализ показывает наличие двух исходных нитридных фаз. В литературе рассматривается явление спинодального распада, при котором, в условиях воздействия высоких температур, из нитридной фазы могут выделяться чистые металлы и данные атомы могут затем мигрировать к границам слоя [187–189]. В некоторых случаях (см. рисунок 3.22, б) в поверхностных слоях покрытия наблюдается незначительная (на глубину до 70 нм) диффузия титана.

Точение заготовки из титанового сплава ВТ6 инструментом с износостойким покрытием с переменной величиной периода модуляции нанослоев V2-3, скорость резания $V = 100$ м/мин. Исследования характера изнашивания покрытия V2-3 показывают формирование обширного (толщиной до 300 нм) окисленного слоя (рисунок 3.24, а). Внешне данный слой идентичен слою, сформировавшемуся в покрытии V2-1 при точении со скоростью резания 50 м/мин (см. рисунок 3.15). Фазовый анализ данного слоя показывает формирование не только оксида циркония ZrO_2 , но также оксида хрома Cr_2O_3 .



а

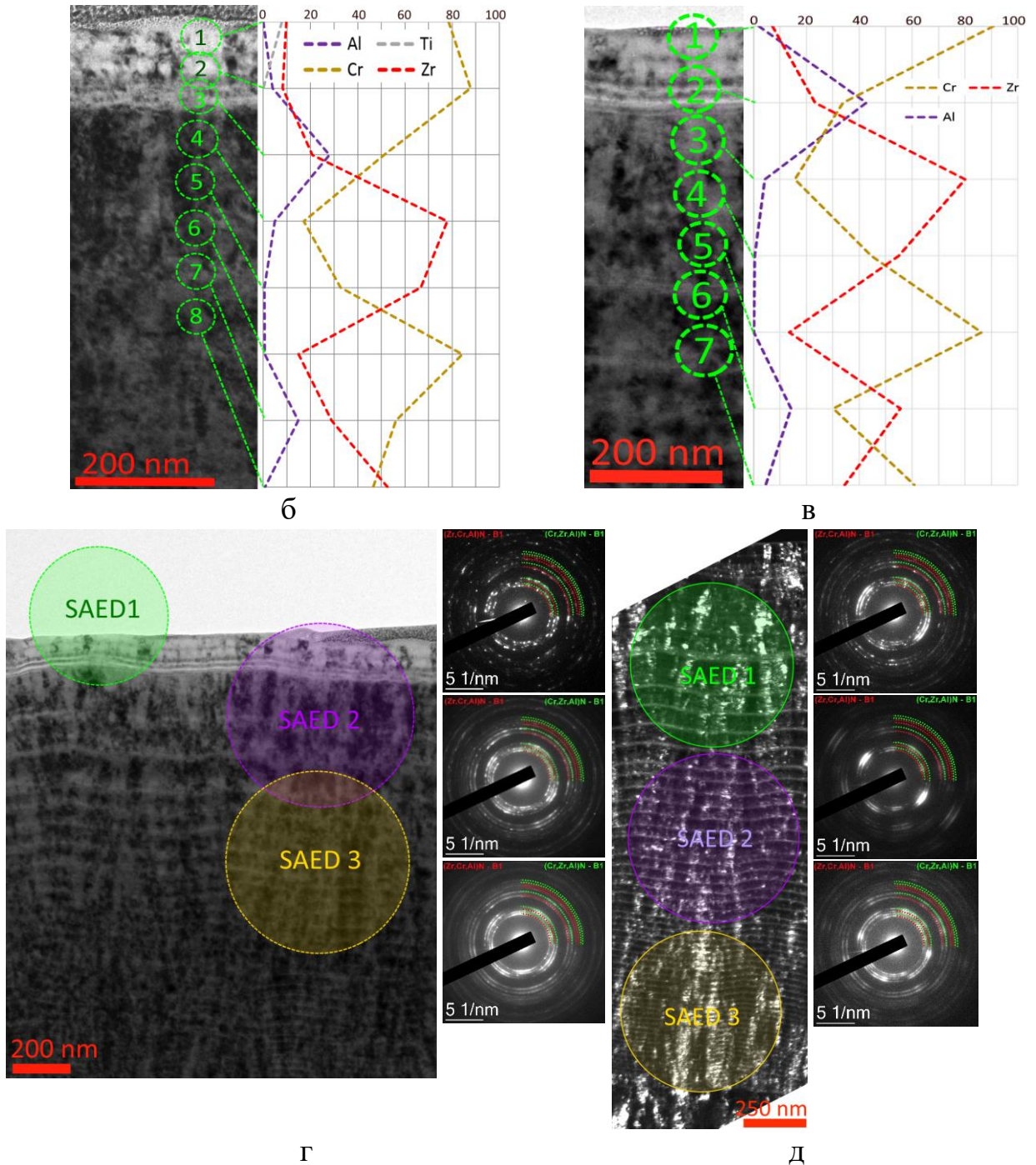


Рисунок 3.22. Характер изнашивания на передней поверхности инструмента с покрытием V2-2: а – общий вид ламеллы; б, в – результаты анализа распределения элементов по толщине покрытия; г, д – SAED фазовый анализ по толщине покрытия

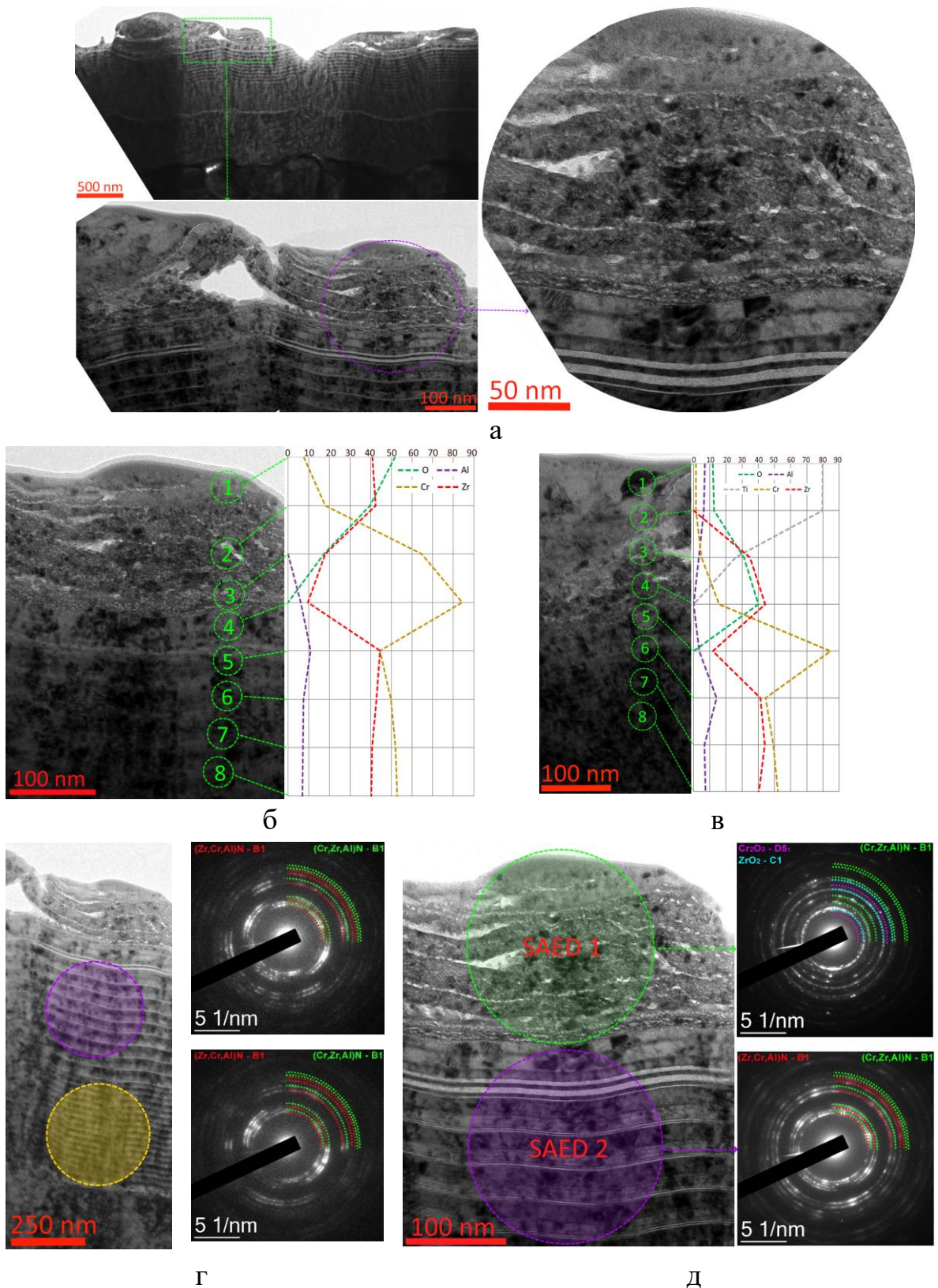


Рисунок 3.24. Характер изнашивания на передней поверхности инструмента с покрытием V2-3: а – общий вид ламеллы и структура области окисления покрытия; б, в – результаты анализа распределения элементов по толщине покрытия; г, д – SAED фазовый анализ по толщине покрытия

На рисунок 3.25 можно видеть, как границы (интерфейсы) между нанослоями покрытия ограничивают распространение области активного окислительного изнашивания.

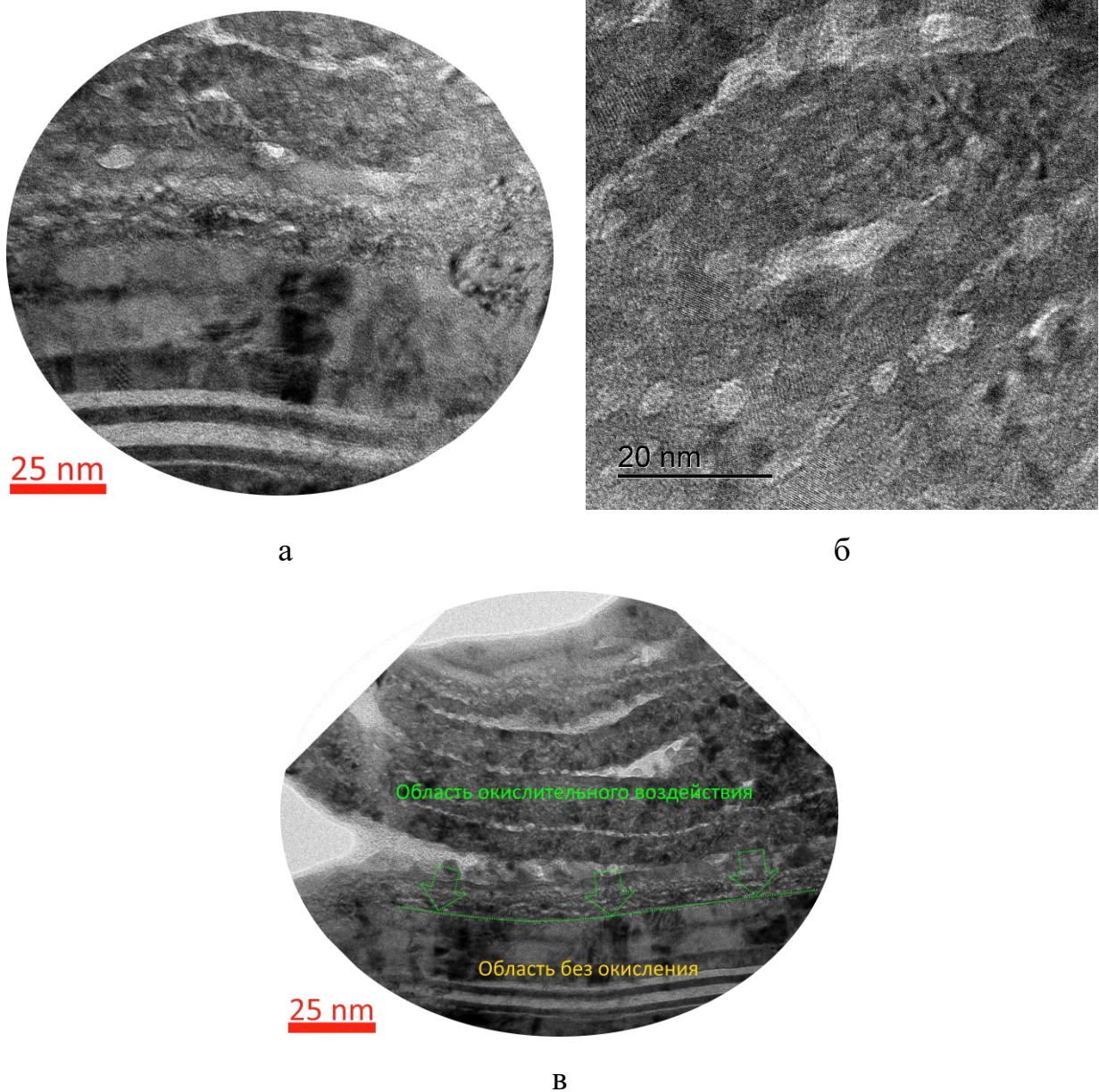


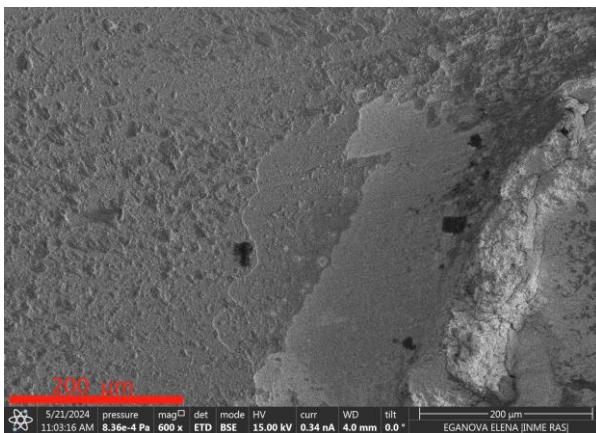
Рисунок 3.25. HRTEM анализ структуры покрытия. Ограничение распространения области активного окислительного изнашивания границами (интерфейсами) между нанослоями

Точение заготовки из титанового сплава ВТ6 инструментом с износостойким покрытием с переменной величиной периода модуляции нанослоев V2-4, скорость резания $V = 100$ м/мин. Анализ характера изнашивания и разрушения покрытия с переменной величиной периода модуляции при скорости резания $V = 100$ м/мин показывает формирование как внутреннего расслоения (рисунок 3.26, г), так и наличие ступенчатого скола покрытия в результате данного расслоения (рисунок 3.26, а, б). Поверхность покрытия приобретает объемную структуру, в которой присутствуют островки сохранившихся внешних слоев покрытия на полностью сохранившихся его внутренних слоях. Анализ характера трещинообразования в данном покрытии (рисунок 3.26, д, е) показывает очевидное влияние нанослойной структуры покрытия на траекторию развития трещины. Можно видеть формирование мостиков связи, тормозящих развитие трещины. Данный механизм торможения был описан в работе [215]. За счет чередования более твердых и более пластичных нанослоев трещина теряет свою энергию и ее развитие может останавливаться (рисунок 3.26, е).

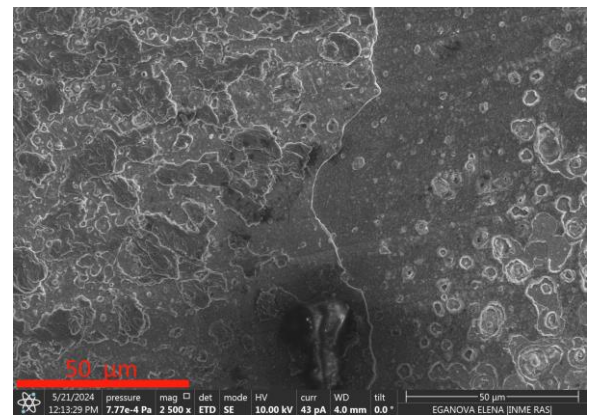
Анализ распределения элементов по толщине покрытия (рисунок 3.27, а) показывает наличие светлого по контрасту поверхностного слоя с высокой концентрацией хрома. По своему характеру данный слой идентичен рассмотренному ранее при анализе покрытия V2-2 (см. рисунок 3.22). Анализ области расслоения между нанослоями покрытия показывает также высокую концентрацию хрома (точки 9 и 15 на рисунок 3.27, а). Фазовый состав покрытия по всей его толщине не изменяется и представлен двумя исходными нитридными фазами (рисунок 3.27, б).

Точение заготовки из титанового сплава ВТ6 инструментом с износостойким покрытием с постоянной величиной периода модуляции нанослоев V2-5, скорость резания $V = 100$ м/мин. Анализ образца с покрытием V2-5 показывает область отслоения покрытия от субстрата

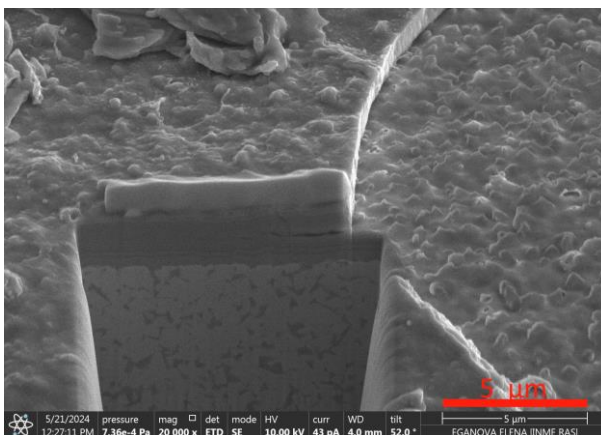
(рисунок 3.28, а, б). Более подробный анализ характера отрыва покрытия от субстрата показал, что адгезионный подслой Zr сохраняет прочный контакт с субстратом, однако происходит разрыв самого адгезионного слоя (рисунок 3.28, в, г). Анализ элементного и фазового состава изношенного покрытия (рисунок 3.28, д, е и рисунок 3.29) позволяет выявить внешний окисленный слой толщиной до 100 нм. В данном слое идентифицируется фаза оксида циркония.



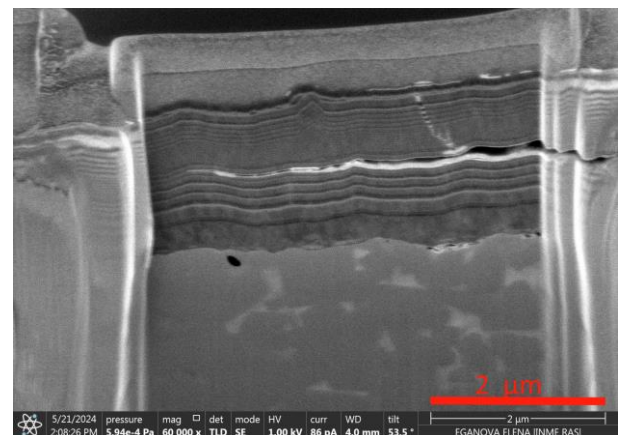
а



б



в



г

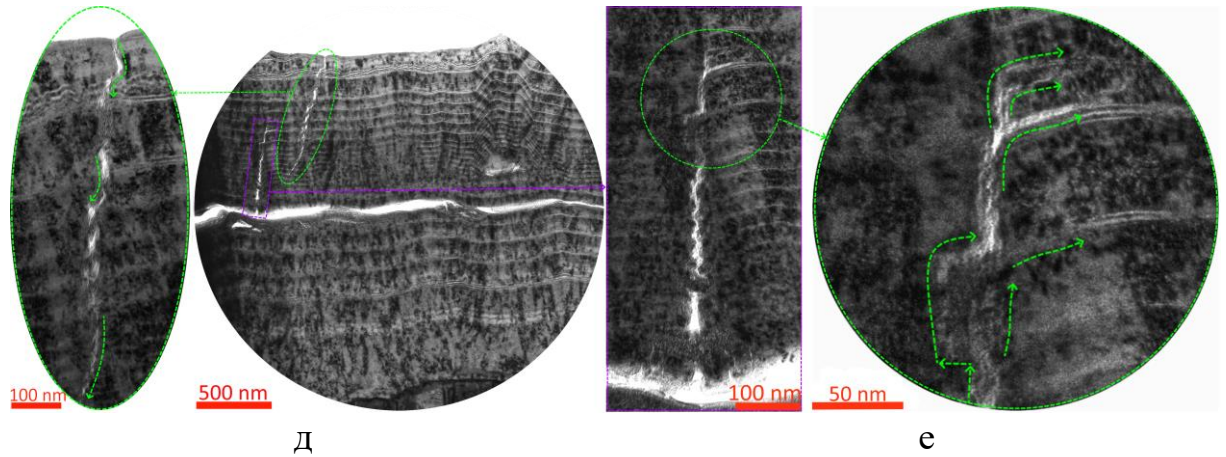


Рисунок 3.26. Характер изнашивания на передней поверхности инструмента с покрытием V2-4: а, б – характер послойного разрушения покрытия с формированием пространственной структуры с сохранившимися конгломератами нанослоев; в – место вырезания ламеллы и частичное разрушение покрытия за счет утраты когезионной связи между нанослоями; г – общий вид ламеллы; д, е – характер трещинообразования в нанослойной структуре покрытия

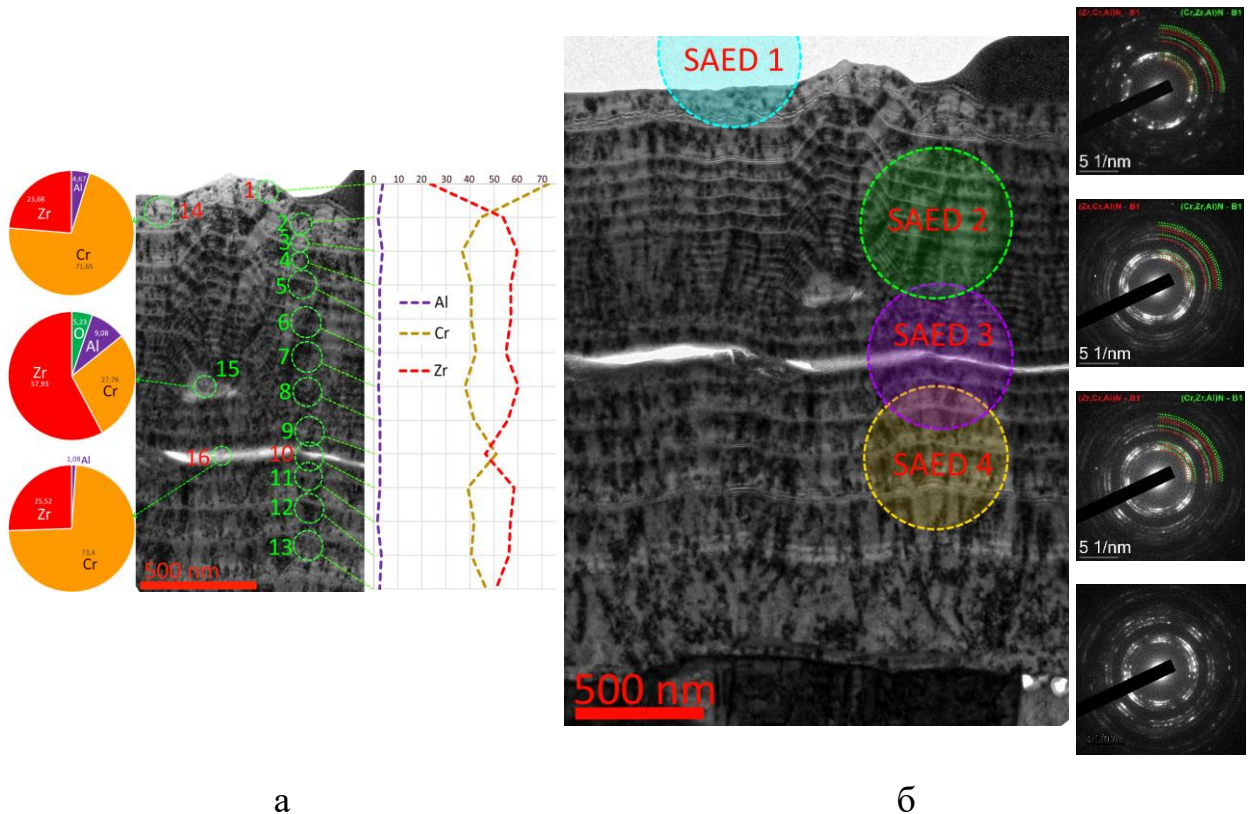
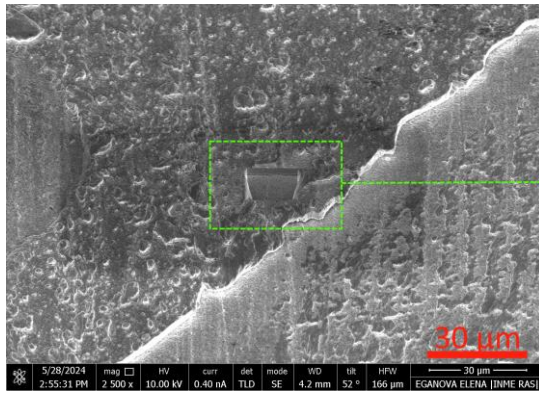
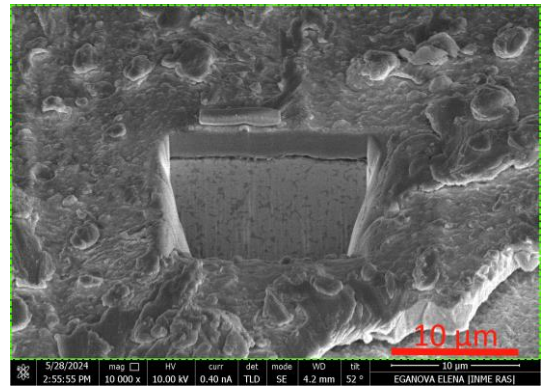


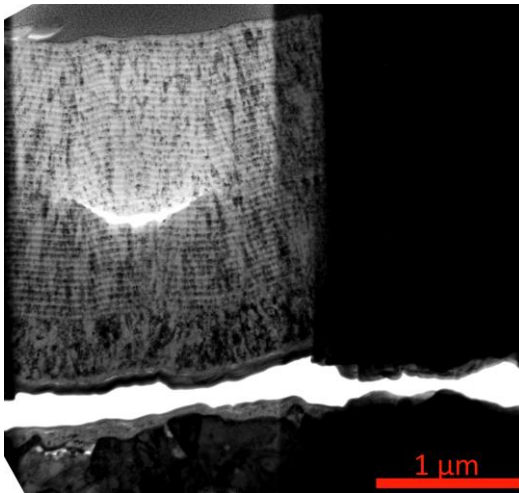
Рисунок 3.27. Анализ распределения элементов по толщине покрытия (а), SAED фазовый анализ по толщине покрытия (б)



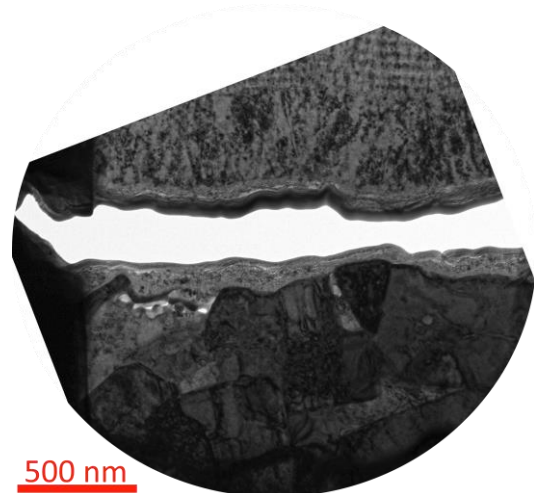
а



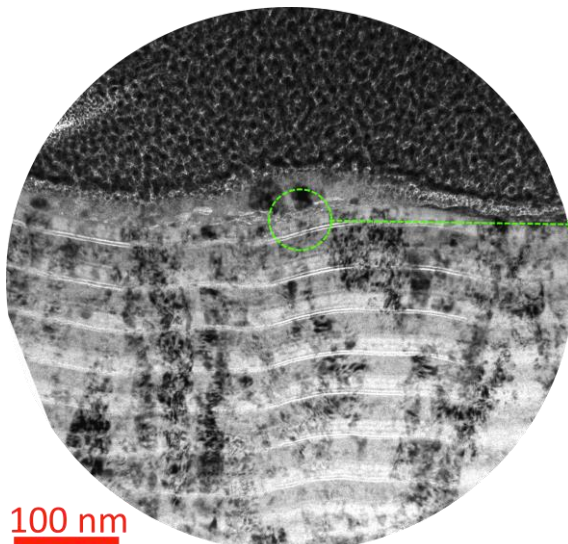
б



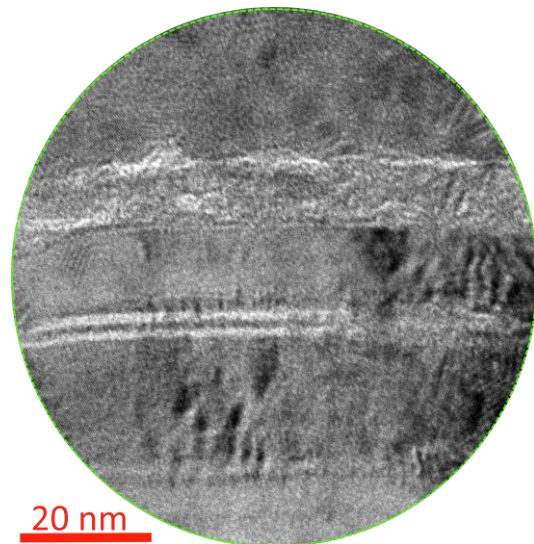
в



г



д



е

Рисунок 3.28. Характер изнашивания на передней поверхности инструмента с покрытием V2-5: а, б – локализация места вырезания ламеллы, характер разрушения покрытия при отслоении от субстрата; в, г – характер отслоения покрытия от субстрата; д, е – структура внешних слоев покрытия

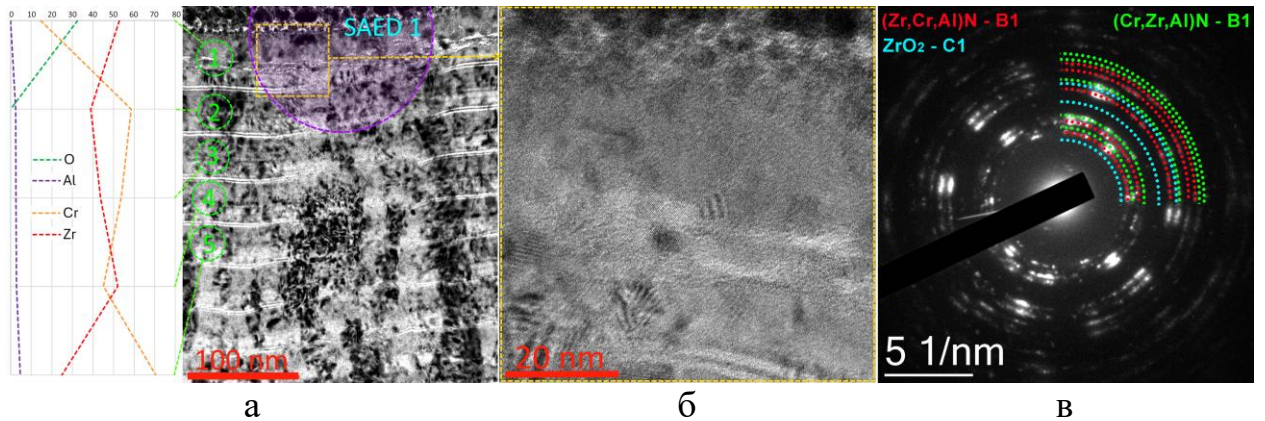


Рисунок 3.29. Анализ изменения элементного (а) и фазового (б, в) состава покрытия V2-5

Исследование характера разрушения покрытий серии V2 при точении титанового сплава ВТ6 (скорость резания 100 м/мин), проведенное с использованием методов ПЭМ показало следующее.

- У покрытия V2-1 окислительного изнашивания не наблюдается, во внешних слоях присутствует повышенное содержание хрома, имеется диффузия титана из обрабатываемого материала.

- У покрытия V2-2 наблюдается активное окислительное изнашивание, формирование обширных расслоений в области слоев с большой величиной периода модуляции во внутренних областях покрытия, при этом в местах расслоения также наблюдаются очаги окисления. На поверхности покрытия наблюдается налип титанового сплава с признаками окисления.

- У покрытия V2-3 наблюдается активное окислительное изнашивание (с формированием оксидов циркония и хрома).

- У покрытия V2-4 заметного окислительного изнашивания не наблюдается, но наблюдается расслоение в области слоев с большой величиной периода модуляции.

- У покрытия V2-4 также наблюдается активное трещинообразование.

Таким образом, анализ характера изнашивания покрытий при точении заготовок из титанового сплава ВТ6 при скоростях резания 50 и 100 м/мин показал, что:

- в связи с тем, что точение заготовок из титановых сплавов характеризуется высокой температурой в зоне резания при обеих скоростях резания, различия в механизме изнашивания незначительны и непосредственно связаны с воздействием высокой температуры;

- можно выделить следующие последствия влияния факторов изнашивания на покрытия:

- формирование слоя с трансформированной структурой нанослоев (разбухание) и высокой степенью окисления;

- формирование окисленного слоя, но без трансформации структуры нанослоев;

- формирование слоя без окисления или с низким уровнем окисления, но с высоким содержанием хрома (светлый по контрасту слой);

- образования внутреннего расслоения нанослоев покрытий. В области данного расслоения может наблюдаться повышенное содержание хрома или признаки окисления;

- отслоение покрытия от субстрата за счет разрыва адгезионного подслоя.

Стоит отметить, что все эти факторы могут быть связаны именно с термическими напряжениями. В частности, расслоение между нанослоями или между покрытием и субстратом может быть вызвано различием в теплопроводности и коэффициентах термического расширения. Данный вопрос требует дополнительного исследования, выходящего за рамки настоящей работы.

3.4. Апробация полученных результатов в условиях реальной производственной деятельности

Представленные выше рекомендации по скорости резания требуют уточнения для условий конкретного машиностроительного производства, так как не могут учесть всех особенностей, которые возникают в каждом конкретном случае обработки. Подобное уточнение может быть сделано только по результатам апробации инструментов в производственных условиях, которые отличаются от условий лабораторных испытаний.

При производстве твердосплавного инструмента для оценки его режущих свойств, как правило, используют такой показатель, как коэффициент стойкости $K_{ст}$. Данный коэффициент представляет собой отношение стойкости испытываемой пластины к стойкости референтной пластины для каждой марки твердого сплава. При этом длительные наблюдения за продукцией одного из предприятий, выпускающего твердые сплавы, показали, что колебания $K_{ст}$ могут в два раза превышать допустимые значения [217–220]. В связи с этим при оценке стойкости инструмента наряду со средними значениями периода стойкости T существенное значение имеют показатели стабильности, к которым относится коэффициент вариации стойкости v . Свойства инструментальных материалов, а также условия резания являются случайными величинами [217, 219]. Поэтому стойкость и прочность инструмента, также являются величинами случайными. В связи с этим, к анализу работы инструмента в производственных условиях часто применяется статистический или вероятностный подход, при этом работоспособность инструмента характеризуется показателями его надежности.

В литературе приводятся данные, полученные на основе обработки данных различных лабораторных и производственных испытаний. В частности, установлено, что если в условиях лабораторных испытаний,

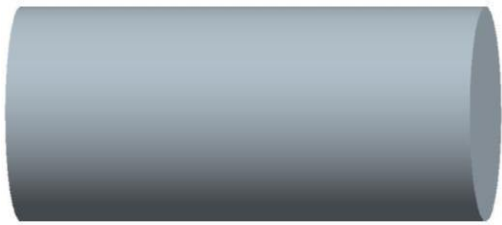
результаты с $v \leq 0,2$ могут быть признаны удовлетворительными, то для производственных данный показатель считается высоким, а удовлетворительным по стабильности стойкости твердосплавных пластин считается значение у $v \leq 0,35$ [217–220]. При этом значения $v > 0,5$ считаются неудовлетворительными. Более низкое значение v для производственных условий обычно связывают с различием в лабораторных и производственных условиях - необходимостью обеспечения высокой производительности и интенсивности работы на производстве и отсутствии такой необходимости в лабораторных условиях, различиях в жесткости технологической системы [220], уровне колебаний [220], геометрических погрешностей станка [221–223]. Иными словами, коэффициент вариации стойкости является индивидуальным не только для каждого производства, но и для каждого станка на данном производстве, так как параметры каждого станка индивидуальны.

Таким образом, при переходе от лабораторных к производственным испытаниям необходимо учитывать повышения коэффициент вариации стойкости, предусматривая соответственный запас по периоду стойкости и параметрам режимов резания (в частности, скорости резания).

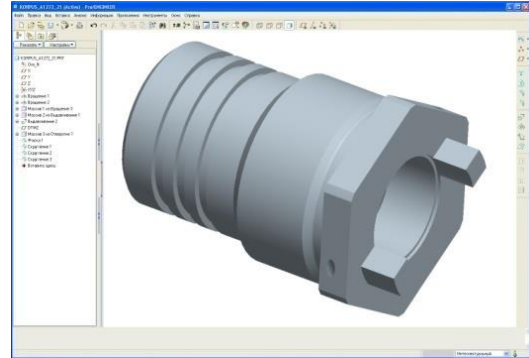
Данный фактор учитывался при выборе режимов резания при проведении производственных испытаний.

Повышение производительности токарной обработки деталей из титанового сплава ВТ-14 номенклатуры ЗАО «ЗЭМ» РКК «Энергия» им. С.П. Королева. С целью апробации полученных результатов были организованы испытания в условиях производственной деятельности ЗАО «ЗЭМ» РКК «Энергия» им. С.П. Королева. Из номенклатуры предприятия была выбрана деталь из титанового сплава ВТ-14 с достаточно большим объемом токарной обработки (рисунок 3.30). Данная деталь массово выпускается, поэтому повышение производительности ее обработки является важной и актуальной задачей для предприятия. Обработка осуществляется на

токарном станке с ЧПУ Nakamura-Tome SC-250MY (производство Япония, Nakamura-Tome Precision Industry Co., Ltd.) (рисунок 3.30, в).



а – Заготовка: круг $\varnothing 80 \times 47$
Материал: Сплав ВТ-14



б – Электронная модель детали
после обработки



в

Рисунок 3.30. Эскиз заготовки детали (а) и электронная модель детали после обработки (б), общий вид токарного станка с ЧПУ Nakamura-Tome SC-250MY (в)

По технологическим условиям ЗАО «ЗЭМ» РКК «Энергия» им. С.П. Королева для обработки указанной детали используется сменная

твердосплавная пластина с покрытием, производства Кировградский Завод Твёрдых Сплавов (КЗТС) (рисунок 3.31).



Сменная пластина WNMG-080408 M3

материал VP20AM

Производитель – Кировградский Завод Твёрдых Сплавов (КЗТС)

Рисунок 3.31. Общий вид и характеристики сменной пластины, применяемой для точения заготовок из титанового сплава BT-14

по технологическим условиям ЗАО «ЗЭМ» РКК «Энергия» им. С.П. Королева

С целью повышения производительности токарной обработки была использована сменная пластина WNMG-080408 M3 материал T20 (КЗТС) с покрытием PVD Zr-ZrN-(Zr,Cr,Al)N с рационально подобранной наноструктурой (V2-1), показавшим наилучшие результаты по износостойкости при проведенных ранее лабораторных испытаниях. Данная пластина имеет основу, полностью идентичную основе используемой пластины VP20AM, отличаясь только видом износостойкого покрытия.

В табл. 3.2 представлены условия и режимы обработки при использовании стандартной пластины и предложенной в качестве альтернативы пластины с покрытием V2-1. Экспериментальным путем было установлено, что при данных режимах резания применение пластины с покрытием V2-1 позволяет повысить скорость резания от 40 до 60 м/мин при сохранении периода стойкости.

Таким образом, применение режущих пластин с покрытием Zr-ZrN-(Zr,Cr,Al)N с рационально подобранной наноструктурой (V2-1) позволяет увеличить производительность обработки с 7 до 10 деталей в час (с 56 до 80 деталей в смену), без учета времени на установку и снятие деталей на станок, которое, очевидно, идентично для сравниваемых пластин. Данный

результат является существенным с точки зрения производства большего количества и деталей при имеющемся количестве производственного оборудования, без снижения качества обработки и увеличения расхода режущего инструмента.

Таблица 3.2. Условия и режимы обработки при использовании стандартной пластины и предложенной в качестве альтернативы пластины с покрытием Zr-ZrN-(Zr,Cr,Al)N

Сменная пластина WNMG-080408 M3 материал BP20AM (K3TC)	Сменная пластина WNMG-080408 M3 материал T20 (K3TC) с покрытием PVD Zr-ZrN-(Zr,Cr,Al)N с рационально подобранной наноструктурой (V2-1)
<p>Операция: Точить наружный контур.</p> <p>Режущий инструмент: Резец PWLNL2525M06, сменная пластина WNMG-080408 M3 материал BP20AM (Твёрдый сплав с покрытием PVD толщиной 4 мкм) (K3TC).</p> <p>Станок: токарный станок Nakamura-Tome SC-250MY</p> <p>Режимы обработки:</p> <p>скорость резания: 40 м/мин;</p> <p>частота вращения шпинделя: 1000 об/мин (допустимая для оборудования: 5000 об/мин);</p> <p>глубина резания: 1 мм;</p> <p>рабочая подача: 0,15 мм/об;</p> <p>мощность резания: 0,3 кВт (допустимая для оборудования: 11 кВт).</p> <p>Время обработки: 8,28 мин.</p>	<p>Операция: Точить наружный контур.</p> <p>Режущий инструмент: Резец PWLNL2525M06, сменная пластина WNMG-080408 M3 материал T20 (K3TC) с покрытием PVD Zr-ZrN-(Zr,Cr,Al)N с рационально подобранной наноструктурой.</p> <p>Станок: токарный станок Nakamura-Tome SC-250MY</p> <p>Режимы обработки:</p> <p>скорость резания: 60 м/мин;</p> <p>частота вращения шпинделя: 1500 об/мин (допустимая для оборудования: 5000 об/мин);</p> <p>глубина резания: 1 мм;</p> <p>рабочая подача: 0,15 мм/об;</p> <p>мощность резания: 0,4 кВт (допустимая для оборудования: 11 кВт).</p> <p>Время обработки: 5,50 мин.</p>

ВЫВОДЫ по Главе 3

1. Применение инструмента с износостойким покрытием V2-1 с увеличивающейся величиной периода модуляции обеспечивает при лабораторных испытаниях такой же период стойкости при скорости резания 100 м/мин что и инструменты с референтными покрытиями ZrN и TiAlN при скорости резания 50 м/мин. Таким образом, можно сделать вывод, что применение разработанных покрытий позволяет повысить скорость резания с 50 до 100 м/мин при сохранении периода стойкости инструмента. В условиях реального производства, с учетом реального состояния оборудования и обеспечения надежности процесса, применение инструмента с покрытием V2-1 позволило повысить производительность токарной обработки с 7 до 10 деталей в час.

2. Отношение скорости резания к периоду стойкости описывается экспоненциальными уравнениями вида

$$y = K_1 e^{K_2 \cdot x}$$

где y – Период стойкости, мин

x – Скорость резания, м/мин

K_1 и K_2 – коэффициенты, зависящие от состава и архитектуры покрытия

3. Покрытия с увеличивающимся периодом модуляции лучше сопротивляются окислительному изнашиванию. Если в поверхностных слоях покрытия с постоянным или уменьшающимся периодом модуляции при точении титанового сплава на скорости резания 100 м/мин наблюдается активное окислительное изнашивание, то у покрытия с увеличивающимся периодом модуляции признаки такого изнашивания не наблюдаются.

4. Границы между нанослоями покрытия могут тормозить развитие области окисления и, таким образом, повышать стойкость покрытия к окислению.

5. У покрытий, включающих внутренние (прилегающие к субстрату) слои с большим периодом модуляции, при резании титанового сплава на скорости 100 м/мин наблюдается формирование расслоений между данными нанослоями. У покрытий, включающих внутренние слои с малым периодом модуляции, подобных расслоений, не наблюдается.

6. При точении титанового сплава со скоростью резания 50 м/мин доминируют адгезионно-усталостные механизмы изнашивания, а при скорости резания 100 м/мин ключевыми становятся механизмы окислительного изнашивания.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. В диссертационной работе изложены новые научно обоснованные теоретические и технологические решения, имеющие важное значение для машиностроения, обеспечивающие повышение производительности обработки точением деталей из титанового сплава путем разработки и применения износостойких покрытий с переменной величиной периода модуляции нанослоев.

2. Установлена функциональная связь между скоростью вращения поворотного стола в процессе осаждения и параметрами формируемой наноструктуры (величиной периода модуляции) износостойких покрытий различного состава. Зависимость величины периода модуляции y от частоты вращения поворотного стола x описывается степенной зависимостью вида

$$y = K_1 \cdot x^{K_2}$$

где K_1 и K_2 – коэффициенты, зависящие от состава покрытия и параметров процесса.

3. Экспериментально установлена зависимость эксплуатационных свойств покрытия (прочность адгезионной связи с субстратом, микротвердость, модуль упругости и др.) от характера изменения периода модуляции. Определен характер изменения периода модуляции (увеличение по мере осаждения покрытия), обеспечивающий наилучшие эксплуатационные свойства покрытия.

4. Исследования влияния параметров нанослойной структуры покрытия на режущие свойства и характер изнашивания инструмента при точении стали 45 показали, что с точки зрения механики разрушения покрытие с увеличивающимся периодом модуляции имеет преимущества по сравнению с покрытием с уменьшающимся периодом модуляции. В первом случае активное трещинообразование наблюдается во внутренних слоях, а внешние слои меньше подвержены хрупкому разрушению и покрытие сохраняет

работоспособность. Во втором случае более активно разрушаются внешние слои и снижается работоспособность покрытия.

5. Исследования режущих свойств инструментов с разработанными покрытиями при точении заготовок из титанового сплава ВТ6 при скоростях резания 50, 75 и 100 м/мин показали, что все покрытия $Zr-ZrN-(Zr,Al,Cr)N$ обеспечивают существенное повышение износостойкости по сравнению с инструментом без покрытия и с коммерческим покрытием ZrN .

6. Установлено, что покрытия с увеличивающимся периодом модуляции лучше сопротивляются окислительному изнашиванию. В поверхностных слоях покрытия с постоянным или уменьшающимся периодом модуляции при точении титанового сплава на увеличенной скорости резания (100 м/мин) наблюдается активное окислительное изнашивание, а у покрытия с увеличивающимся периодом модуляции признаки такого изнашивания не наблюдаются. Границы между нанослоями покрытия могут тормозить развитие области окисления и, таким образом, повышать стойкость покрытия к окислению.

7. У покрытий, включающих внутренние (прилегающие к субстрату) слои с большим периодом модуляции, при резании титанового сплава на скорости 100 м/мин наблюдаются расслоения между данными нанослоями, а у покрытий, включающих внутренние слои с малым периодом модуляции, подобных расслоений не наблюдается.

8. При точении титанового сплава ВТ6 со скоростью резания 50 м/мин доминируют адгезионно-усталостные механизмы изнашивания, а при скорости резания 100 м/мин ключевыми становятся механизмы окислительного изнашивания.

9. На основе установленных закономерностей разработано покрытие с рационально подобранным характером изменения параметров наноструктуры (периодом модуляции), обеспечивающее повышение скорости резания при сохранении периода стойкости и, таким образом, позволяющее повысить

производительность процесса резания. Применение разработанных покрытий при токарной обработке деталей из титанового сплава в условиях реального производства позволяет увеличить производительность процесса с 7 до 10 деталей в час за счет увеличения скорости резания в 1,5 раза и, соответственно, уменьшения времени токарной обработки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Раков, И.Э. Титан: Химическая энциклопедия: в 5 т. / И.Э. Раков; гл. ред. Н.С. Зефирова. – М.: Большая Российская энциклопедия, 1995. – Т. 4: Полимерные – Трипсин. – 639 с.
2. Siekmann, H.J. How to machine titanium / H.J. Siekmann // Tool Engineer. – 1955. – V. 34. – P. 78–82.
3. Никель, Ni, атомный номер 28 [Электронный ресурс]. Режим доступа: <https://ru.institut-seltene-erden.de/seltene-erden-und-metalle/basismetalle/nickel/>.
4. Chromium and Chromium compounds // IARC Monograph on the Evaluation of Carcinogenic Risks to Humans. – 1990. – V. 49. – P. 49–256.
5. Уткин, Н.И. Металлургия цветных металлов: учебник для техникумов / Н.И. Уткин. – М.: Metallurgy, 1985. – 440 с.
6. Kirk, D.C. Tools and dies for industry / D.C. Kirk // Proceedings of Conference 76/77, Metals Society, London. – 1976. – P. 77–78.
7. Zlatin, N. Machinery, Trade Journals, microfilm / N. Zlatin // Modern Math. Shop. – 1970. – V. 42(12). – P. 139–144.
8. Motonishi, S. Study on machining of titanium and its alloys / S. Motonishi, Y. Hara, S. Ida, H. Itoh, Y. Tsumori, Y. Terada // KOBELCO Technology Review. – 1987. – V. 2. – P. 28–31.
9. Narutaki, N. Study on Machining Titanium Alloys / N. Narutaki, A. Murakoshi, S. Motonishi, H. Takeyama // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 1983. – V. 32, Is. 1. – P. 65–69.
10. Child, H.C., Dalton, A.L. IS1 special report 94, London, 1968. – P. 139–142.
11. Olofson, C.T., Gerds, A.F., Boulger, F.W., Gurklis, J.A. Battelle Memorial Institute, Columbus, Ohio, Defense Metals Information Center, February 1965, Cont. AF 33 (615) 1121, DMIC, memo 199, AD 611846.
12. Konig, W. Applied research on the machinability of titanium and its alloys / W. Konig // Proceedings of 47th Meeting of AGARD Structural and

Materials Panel, Florence, 2628, September 1978. – London: AGARD, 1979. – V. CP256. – P. 1.1–1.10.

13. Zlatin, N. Machining Titanium / N. Zlatin // Proceedings of Symposium on Machining and grinding of titanium, Watertown Arsenal, Watertown 72, Massachusetts, 31 March 1953.

14. Seong, S. Titanium Industrial Base, Price Trends and Technology Initiatives / S. Seong, O. Younossi, B.W. Goldsmith. – Santa Monica, CA: RAND Corporation, 2009.

15. Hatt, O. The effect of titanium alloy chemistry on machining induced tool crater wear characteristics / O. Hatt, Z. Lomas, M. Thomas, M. Jackson // Wear. – 2018. – V. 408–409. – P. 200–207.

16. American Society for Metals. Metals handbook: 9th edition, 1980. – Vol. 3.

17. Komanduri, R. Evaluation of carbide grades and a new cutting geometry for machining titanium alloys / R. Komanduri, W.R. Reed Jr. // Wear. – 1983. – V. 92, Is. 1. – P. 113–123.

18. Machado, A.R. Machining of titanium and its alloys – a review / A.R. Machado, J. Wallbank // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. – 1990. – V. 204. – P. 53–60.

19. Boothroyd, G. Fundamentals of machining and machine tools / G. Boothroyd, W.A. Knight. – CRC Press, 2006.

20. Derakhshandeh, M.R. Recent developments in the new generation of hard coatings applied on cemented carbide cutting tools / M.R. Derakhshandeh, M.J. Eshraghi, M. Razavi // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2023. – V. 111. – Art. No 106077.

21. Klocke, F. Fertigungsverfahren: Drehen, Fräsen, Bohren / F. Klocke, W. König. – 8th edition. – Springer, 2008.

22. Jackson, M. Titanium and its alloys: processing, fabrication and mechanical properties / M. Jackson, R.R. Boyer // Encyclopedia of Aerospace Engineering; W. Shyy (Eds.). – Wiley, Chichester, 2010. – P. 2117–2132.
23. Wang, M. Diffusion wear in milling titanium alloys / M. Wang, Y.Z. Zhang // Materials Science and Technology. – 1988. – V. 4. – P. 548–553.
24. Molinari, A. Modeling of tool wear by diffusion in metal cutting / A. Molinari, M. Nouari // Wear. – 2002. – V. 252. – P. 135–149.
25. Arrazola, P.J. Machinability of titanium alloys (Ti6Al4V and Ti555.3) / P.J. Arrazola, A. Garay, L.M. Iriarte, M. Armendia, S. Marya, F. Le Maitre // Journal of Materials Processing Technology. – 2009. – V. 209, Is. 5. – P. 2223–2230.
26. Ezugwu, E.O. Titanium alloys and their machinability – a review / E.O. Ezugwu, Z.M. Wang // Journal of Materials Processing Technology. – 1997. – V. 68, Is. 3. – P. 262–274.
27. Лоладзе, Т.Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента / Т.Н. Лоладзе. – М.: Машиностроение, 1982. – 320 с.
28. Лоладзе, Т.Н. Износ режущего инструмента / Т.Н. Лоладзе. – М.: Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы, 1958. – 355 с.
29. Hartung, P.D. Tool wear in titanium machining / P.D. Hartung, B.M. Kramer // CIRP Annals. – 1982. – V.31, Is. 1. – P. 75–80.
30. Hua, J. A cobalt diffusion based model for predicting crater wear of carbide tools in machining titanium alloys / J. Hua, R. Shivpuri // Journal of Engineering Materials and Technology. – 2005. – V. 127, Is. 1. – P. 136–144.
31. Полетика, М.Ф. Характер износа твердосплавного инструмента при точении труднообрабатываемых сплавов титана / М.Ф. Полетика, А.И. Афонасов // Известия Томского политехнического института. – 1976. – Т. 224. – С. 144–147.
32. Кривоухов, В.А. Обработка резанием титановых сплавов / В.А. Кривоухов, А.Д. Чубаров. – М.: Машиностроение, 1970. – 184 с.

33. Freeman, R.M. PhD thesis, 1974, University of Birmingham.
34. Hatt, O. Predicting chemical wear in machining titanium alloys via a novel low cost diffusion couple method / O. Hatt, H. Larsson, F. Giuliani, P. Crawforth, B. Wynne, M. Jackson // *Procedia CIRP*. – 2016. – V. 45. – P. 219–222.
35. Hatt, O. On the mechanism of tool crater wear during titanium alloy machining / O. Hatt, P. Crawforth, M. Jackson // *Wear*. – 2017. – V. 374–375. – P. 15–20.
36. Zhang, S. Investigation on diffusion wear during highspeed machining Ti-6Al-4V alloy with straight tungsten carbide tools / S. Zhang, J.F. Li, J.X. Deng, Y.S. Li // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2009. – V. 44. – P. 17–25.
37. Bhat, D.G. A preliminary study of chemical solubility of ultra-hard ceramic AlMgB14 in titanium: reconciliation of model with experiment / D.G. Bhat, V.A. Bedekar, S.A. Batzer // *Machining science and technology*. – 2004. – V. 8, Is. 3. – P. 341–355.
38. Jianxin, D. Diffusion wear in dry cutting of Ti-6Al-4V with WC/Co carbide tools / D. Jianxin, L. Yousheng, S. Wenlong // *Wear*. – 2008. – V. 265, Is. 11–12. – P. 1776–1783.
39. Odelros, S. Experimental and theoretical study of the microscopic crater wear mechanism in titanium machining / S. Odelros, B. Kaplan, M. Kritikos, M. Johansson, S. Norgren // *Wear*. – 2017. – V. 376–377, Part A. – P. 115–124.
40. Ramirez, C. Understanding the diffusion wear mechanisms of WC-10%Co carbide tools during dry machining of titanium alloys / C. Ramirez, A. Idhil Ismail, C. Gendarme, M. Dehmas, E. Aeby-Gautier, G. Poulachon, F. Rossi // *Wear*. – 2017. – V. 390–391. – P. 61–70.
41. Bailey, J.A. Friction in metal machining – mechanical aspects / J.A. Bailey // *Wear*. – 1975. – V. 31, Is. 2. – P. 243–275.

42. Kaplan, B. Study of tool wear and chemical interaction during machining of Ti6Al4V / B. Kaplan, S. Odelros, M. Kritikos, R. Bejjani, S. Norgren // *The International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2018. – V. 72. – P. 253–256.
43. Tomashov, N.D. Passivity and corrosion resistance of titanium and its alloys / N.D. Tomashov, R.M. Altovsky, G.P. Chernova // *Journal of The Electrochemical Society*. – 1961. – V. 108. – P. 113–119.
44. Nishimura, T. Effect of molybdenum on the crevice corrosion for titanium alloys / T. Nishimura // *Proceedings of the World Titanium Conference on Titanium, Kyoto, Japan, 2007*.
45. Glass, R.S. Transpassive behavior of titanium-molybdenum alloys in H_2SO_4 / R.S. Glass, Y.K. Hong // *Electrochimica Acta*. – 1984. – V. 29, Is. 10. – P. 1465–1470.
46. Fox, K. Modelling of high temperature interfacial reactions in continuously reinforced Ti-SiC metal matrix composites / K. Fox // *Journal de physique. Colloque*. – 1993. – V. 03(C7). – P. 1699–1704.
47. Molchanova, E.K. Phase diagrams of titanium alloys / E.K. Molchanova. – Jerusalem: Israel Program for Scientific Translations; New York: Davey, 1965. – 318 p.
48. Van Thyne, R.J. Influence of oxygen, nitrogen, and carbon on the phase relationships of the Ti-Al system / R.J. van Thyne, H.D. Kessler // *Transactions AIME. Journal of metals*. – 1954. – V. 6. – P. 193–199.
49. Schofield, T.H. The constitution of the titanium-rich alloys of titanium, aluminum and oxygen / T.H. Schofield, A.E. Bacon // *Journal by Institute of Metals*. – 1957. – V. 85. – P. 193.
50. De Barros, M.I. Influence of internal diffusion barriers on carbon diffusion in pure titanium and Ti-6Al-4V during diamond deposition / M.I. de Barros, D. Rats, L. Vandenbulcke, G. Farges // *Diamond and Related Materials*. – 1999. – V. 8, Is. 6. – P. 1022–1032.

51. Lütjering, G. Titanium / G. Lütjering, J. Williams. – 2nd ed. – Springer, 2007.
52. Trent, E. Metal Cutting / E. Trent, P. Wright. – 4th edition. – Boston: Butterworth–Heinemann, 2000.
53. M'Saoubi, R. High performance cutting of advanced aerospace alloys and composite materials / R. M'Saoubi, D. Axinte, S.L. Soo, C. Nobel, H. Attia, G. Kappmeyer, S. Engin, W. Sim // CIRP Annals. – 2015. – V. 64, Is. 2. – P. 557–580.
54. Dos Santos, R.G. A review on machining Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr alloy using defined geometry tools / R.G. dos Santos, Q. He, J.M.F. de Paiva, R.D. Torres, F.L. Amorim // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2024. – V. 131, Is. 7–8. – P. 3373–3400.
55. Dearnley, P.A. Evaluation of Principal Wear Mechanisms of Cemented Carbides and Ceramics Used for a Machining Titanium Alloy IMI 318 / P.A. Dearnley, A.N. Grearson // Materials Science and Technology. – 1986. – V. 2, Is. 1. – P. 47–58.
56. Ikuta, A. Consideration of the adhesion mechanism of Ti alloys using cemented carbide during the cutting process / A. Ikuta, K. Shinozaki, H. Masuda, Y. Tamame, H. Kuroki, Y. Fukaya // Journal of Materials Processing Technology. – 2002. – V. 127, Is. 2. – P. 251–255.
57. Kahles, J.-F. Machining of titanium alloys / J.-F. Kahles, M. Field, D. Eylon, F.-H. Fores // Journal of Metals. – 1985. – V. 37. – P. 27–35.
58. Резников, А.Н. Теплообмен при резании и охлаждении инструментов / А.Н. Резников. – М.: Машгиз, 1963. – 200 с.
59. Бобров, В.Ф. Определение напряжений в режущей части металлорежущих инструментов / В.Ф. Бобров // Высокопроизводительное резание в машиностроении. – М.: Наука, 1966. – С. 223–228.
60. Бобров, В.Ф. Развитие науки о резании металлов / В.Ф. Бобров [и др.]; под ред. Н.Н. Зорева. – М.: Машиностроение, 1967. – 415 с.

61. Xu, L.F. Experimental study of tool wear during quasi high speed turning titanium alloy with large cutting depth / L.F. Xu, W.L. Dong, S.T. Huang, B.L. Dai // *Materials Science Forum*. – 2014. – V. 800–801. – P. 548–552.

62. Choudhary, A. Performance evaluation of PVD TiAlN coated carbide tools vis-à-vis uncoated carbide tool in turning of titanium alloy (Ti-6Al-4V) by simultaneous minimization of cutting energy, dimensional deviation and tool wear / A. Choudhary, S. Paul // *Machining Science and Technology*. – 2019. – V. 23, Is. 3. – P. 368–384.

63. Akkuş, H. Optimization of Cutting Parameters in Turning of Titanium Alloy (Grade 5) by Analysing Surface Roughness, Tool Wear and Energy Consumption / H. Akkuş, H. Yaka // *Experimental Techniques*. – 2022. – V. 46, Is. 6. – P. 945–956.

64. Habrat, W. Thermo-mechanical aspects of cutting forces and tool wear in the laser-assisted turning of Ti-6Al-4V titanium alloy using AlTiN coated cutting tools / W. Habrat, K. Krupa, A.P. Markopoulos, N.E. Karkalos // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2021. – V. 115, Is. 3. – P. 759–775.

65. Ahmad, A. Evaluation of specific cutting energy, tool wear, and surface roughness in dry turning of titanium grade 3 alloy / A. Ahmad, S. Akram, S.H.I. Jaffery, M.A. Khan // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2023. – V. 127, Is. 3–4. – P. 1263–1274.

66. Lemes, C.V. Comparing the performance of several tool coatings in turning of commercially pure titanium grade 4 / C.V. Lemes, A.E. Diniz, V.R. Saciotto // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2022. – V. 123, Is. 5–6. – P.1733–1743.

67. Wang, B. Wear mechanism of PVD TiAlN coated cemented carbide tool in dry turning titanium alloy TC4 / B. Wang, X. Ai, Z. Liu, J. Liu // *Advanced Materials Research*. – 2013. – V. 652–654. – P. 2200–2204.

68. Lee, M. Proceedings of Symposium on Advances in processing methods for titanium, Louisville, Kentucky, 13-15 October 1981, pp. 275–287 (AIME).

69. Bobzin, K. Selbstschmierende CrAlVN-Beschichtungen zum Drehen von TiAl6V4: Oxidations- und Verschleißverhalten (Self-lubricating CrAlVN coatings for turning of Ti6Al4V: oxidation and wear behavior) / K. Bobzin, T. Brögelmann, N. Stachowski, W. Hintze, C. Möller, P. Ploog // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. – 2021. – V. 52, Is. 12. – P. 1394–1412.

70. Kumar, C.S. Investigating the self-lubricating properties of novel TiSiVN coating during dry turning of Ti6Al4V alloy / C.S. Kumar, G. Urbikain, P.F. de Lucio, L.N.L. de Lacalle, C. Pérez-Salinas, S. Gangopadhyay, F. Fernandes // Wear. – 2023. – V. 532–533. – Art. No 205095.

71. Li, Q. Cutting Performance of TiN/TiSiN Coated Tool during Turning of Ti6Al4V Titanium Alloy / Q. Li, Z. Wu, B. Ji, S. Zhang, R. Tu // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2024. (В печати).

72. Tebaldo, V. Tribological properties of AlTiN coating in sliding contact with Ti6Al4V: A helpful tool for disentangling the phenomena complexity during real turning operations / V. Tebaldo, L. Kilpi, H. Ronkainen, M.G. Faga // Tribology International. – 2018. – V. 123. – P. 71–80.

73. Vereschaka, A. Increase in efficiency of end milling of titanium alloys due to tools with multilayered composite nano-structured Zr-ZrN-(Zr,Al)N and Zr-ZrN-(Zr,Cr,Al)N coatings / A. Vereschaka, M. Oganyan, Y. Bublikov, N. Sitnikov, K. Deev, V. Pupchin, B. Mokritskii // Coatings. – 2018. – V. 8, Is. 11. – Art. No 395.

74. Оганян? М.Г. Повышение стойкости твердосплавных концевых фрез при обработке деталей из титановых сплавов на основе применения разработанных многокомпонентных композиционных покрытий наноразмерной структуры: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.07 / Оганян Максим Гаикович. – М., 2020. – 224 с.

75. Schalk, N. Hard coatings for cutting applications: Physical vs. chemical vapor deposition and future challenges for the coatings community / N. Schalk,

M. Tkadletz, C. Mitterer // *Surface and Coatings Technology*. – 2022. – V. 429. – Art. No 127949.

76. Hogmark, S. Design and evaluation of tribological coatings / S. Hogmark, S. Jacobson, M. Larsson // *Wear*. – 2000. – V. 246, Is. 1–2. – P. 20–33.

77. Bouzakis, K.D. Cutting with coated tools: Coating technologies, characterization methods and performance optimization / K.D. Bouzakis, N. Michailidis, G. Skordaris, E. Bouzakis, D. Biermann, R. M'Saoubi // *CIRP Annals*. – 2012. – V. 61, Is. 2. – P. 703–723.

78. Tkadletz, M. Advanced characterization methods for wear resistant hard coatings: A review on recent progress / M. Tkadletz, N. Schalk, R. Daniel, J. Keckes, C. Czettel, C. Mitterer // *Surface and Coatings Technology*. – 2016. – V. 285. – P. 31–46.

79. Hovsepian, P.Eh. Recent progress in large scale manufacturing of multilayer/superlattice hard coatings / P.Eh. Hovsepian, D.B. Lewis, W.-D. Münz // *Surface and Coatings Technology*. – 2000. – V. 133–134. – P. 166–175.

80. Beake, B.D. Nano-and Micro-Scale Impact Testing of Hard Coatings: A Review / B.D. Beake // *Coatings*. – 2022. – V. 12, Is. 6. – Art. No 793.

81. Baker, M.A. Evaluating the microstructure and performance of nanocomposite PVD TiAlBN coatings / M.A. Baker, S. Klose, C. Rebholz, A. Leyland, A. Matthews // *Surface and Coatings Technology*. – 2002. – V. 151–152. – P. 338–343.

82. Singh, J. Nanostructured component fabrication by electron beam-physical vapor deposition / J. Singh, D.E. Wolfe // *The Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2005. – V. 14. – P. 448–459.

83. Skordaris, G. Brittleness and fatigue effect of mono- and multi-layer PVD films on the cutting performance of coated cemented carbide inserts / G. Skordaris, K.-D. Bouzakis, P. Charalampous, E. Bouzakis, R. Paraskevopoulou, O. Lemmer, S. Bolz // *CIRP Annals*. – 2014. – V. 63, Is. 1. – P. 93–96.

84. Vereschaka, A. Investigation of wear mechanisms for the rake face of a cutting tool with a multilayer composite nanostructured Cr–CrN-(Ti,Cr,Al,Si)N coating in high-speed steel turning / A. Vereschaka, V. Tabakov, S. Grigoriev, N. Sitnikov, F. Milovich, N. Andreev, J. Bublikov // *Wear*. – 2019. – V.438–439. – Art.No 203069.

85. Leyland, A. On the significance of the H/E ratio in wear control: a nano-composite coating approach to optimized tribological behavior / A. Leyland, A. Matthews // *Wear*. – 2000. – V. 246, Is. 1–2. – P. 1–11.

86. Bobzin, K. Plastic deformation behavior of nanostructured CrN/AlN multilayer coatings deposited by hybrid dcMS/HPPMS / K. Bobzin, T. Brögelmann, N.C. Kruppe, M. Arghavani, J. Mayer, T.E. Weirich // *Surface & Coatings Technology*. – 2017. – V. 332. – P. 253–261.

87. Zhang, S. Recent advances of superhard nanocomposite coatings: a review / S. Zhang, D. Sun, F. Yongqing, D. Hejun // *Surface and Coatings Technology*. – 2003. – V. 167. – P.113–119.

88. Vereschaka, A. Influence of the nanostructure of Ti-TiN-(Ti,Al,Cr)N multilayer composite coating on tribological properties and cutting tool life / A. Vereschaka, S. Grigoriev, V. Tabakov, M. Migranov, N. Sitnikov, F. Milovich, N. Andreev // *Tribology International*. – 2020. – V. 150. – Art. No 106388.

89. Hovsepian, P.Eh. TiAlN based nanoscale multilayer coatings designed to adapt their tribological properties at elevated temperatures / P.Eh. Hovsepian, D.B. Lewis, Q. Luo, W.-D. Munz, P.H. Mayrhofer, C. Mitterer, Z. Zhou, W.M. Rainforth // *Thin Solid Films*. – 2005. – V. 485. – P. 160–168.

90. Grigoriev, S. Investigation of wear mechanisms of multilayer nanostructured wear-resistant coatings during turning of steel. Part 2: diffusion, oxidation processes and cracking in Ti-TiN-(Ti,Cr,Mo,Al)N coating / S. Grigoriev, A. Vereschaka, F. Milovich, N. Andreev, J. Bublikov, N. Sitnikov, C. Sotova, N. Kutina // *Wear*. – 2021. – V. 486–487. – Art. No 204096.

91. Vereschaka, A.A. Development and research of nanostructured multilayer composite coatings for tungsten-free carbides with extended area of technological applications / A.A. Vereschaka, A.S. Vereschaka, A.D. Batako, O.Kh. Hojaev, B.Y. Mokritskii // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2016. – V. 87. – P. 3449–3457.

92. Vereschaka, A.A. Study of properties of nanostructured multilayer composite coatings of Ti-TiN-(TiCrAl)N and Zr-ZrN-(ZrNbCrAl)N / A.A. Vereschaka, A.S. Vereschaka, J.I. Bublikov, A.Y. Aksenenko, N.N. Sitnikov // *Journal of Nano Research*. – 2016. – V. 40. – P. 90–98.

93. Rubshtein, A.P. Structure, wear and corrosion behaviours of Cr–Al–C and multilayer [Cr–Al–C/a-C]_n coatings fabricated by physical vapour deposition and plasma-assisted chemical vapour deposition techniques / A.P. Rubshtein, K. Gao, A.B. Vladimirov, S.A. Plotnikov, B. Zhang, J. Zhang // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – V. 377. – Art. No 124912.

94. Contreras, E. CrVN/TiN nanoscale multilayer coatings deposited by DC unbalanced magnetron sputtering / E. Contreras, Y. Galindez, M.A. Rodas, G. Bejarano, M.A. Gómez // *Surface & Coatings Technology*. – 2017. – V. 332. – P. 214–222.

95. Hovsepian, P.Eh. Novel TiAlCN/VCN nanoscale multilayer PVD coatings deposited by the combined high-power impulse magnetron sputtering/unbalanced magnetron sputtering (HIPIMS/UBM) technology / P.Eh. Hovsepian, A.P. Ehiasarian, A. Deeming, C. Schimpf // *Vacuum*. – 2008. – V. 82. – P. 1312–1317.

96. Zhang, Z.G. Microstructures and tribological properties of CrN/ZrN nanoscale multilayer coatings / Z.G. Zhang, O. Rapaud, N. Allain, D. Mercs, M. Baraket, C. Dong, C. Coddet // *Applied Surface Science*. – 2009. – V. 255. – P. 4020–4026.

97. Avelar Araujo, J. Effect of periodicity on hardness and scratch resistance of CrN/NbN nanoscale multilayer coating deposited by cathodic arc technique /

J. Avelar Araujo, G. Marques Araujo, R. Martins Souza, A.P. Tschiptschin // *Wear*. – 2015. – V. 330–331. – P. 469–477.

98. Kamath, G. Tribological and oxidation behaviour of TiAlCN/VCN nanoscale multilayer coating deposited by the combined HIPIMS/(HIPIMS-UBM) technique / G. Kamath, A.P. Ehiasarian, Y. Purandare, P.Eh. Hovsepian // *Surface & Coatings Technology*. – 2011. – V. 205. – P. 2823–2829.

99. Hovsepian, P.Eh. CrAlYN/CrN nanoscale multilayer PVD coatings produced by the combined High Power Impulse Magnetron Sputtering/Unbalanced Magnetron Sputtering technique for environmental protection of γ -TiAl alloys / P.Eh. Hovsepian, A.P. Ehiasarian, R. Braun, J. Walker, H.Du. Novel // *Surface & Coatings Technology*. – 2010. – V. 204. – P. 2702–2708.

100. Al-Bukhaiti, M.A. Tribological and mechanical properties of Ti/TiAlN/TiAlCN nanoscale multilayer PVD coatings deposited on AISI H11 hot work tool steel / M.A. Al-Bukhaiti, K.A. Al-hatab, W. Tillmann, F. Hoffmann, T. Sprute // *Applied Surface Science*. – 2014. – V. 318. – P. 180–190.

101. Contreras, E. Synthesis and microstructural characterization of nanoscale multilayer TiAlN/TaN coatings deposited by DC magnetron sputtering / E. Contreras, G. Bejarano, M. Gómez // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – V. 101, Is. 1–4. – P. 663–673.

102. Hovsepian, P.E. Six strategies to produce application tailored nanoscale multilayer structured PVD coatings by conventional and High Power Impulse Magnetron Sputtering (HIPIMS) / P.E. Hovsepian, A.P. Ehiasarian // *Thin Solid Films*. – 2019. – V. 688. – Art. No 137409.

103. Araujo, J.A. Modeling intrinsic residual stresses built-up during growth of nanostructured multilayer NbN/CrN coatings / J.A. Araujo, R.A.R. Giorjão, J. Bettini, R.M. Souza, A.P. Tschiptschin // *Surface & Coatings Technology*. – 2016. – V. 308. – P. 264–272.

104. Yanga, Y.-H. Microstructure and phase forming behavior of chrome based multi-composition nitride coatings with nanolayer structures / Y.-H. Yanga,

I.-W. Yeob, S.-J. Park, Y.-S. Oh // *Ceramics International*. – 2014. – V. 40. – P. 11567–11573.

105. Contreras Romero, E. Mechanical and tribological properties of nanostructured TiAlN/TaN coatings deposited by DC magnetron sputtering / E. Contreras Romero, A. Hurtado Macías, J. Méndez Nonell, O. Solís Canto, M. Gómez Botero // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – V. 378. – Art. No 124941.

106. Vereschaka, A. Investigation of the influence of the thickness of nanolayers in wear-resistant layers of Ti-TiN-(Ti,Cr,Al)N coating on destruction in the cutting and wear of carbide cutting tools / A. Vereschaka, V. Tabakov, S. Grigoriev, N. Sitnikov, F. Milovich, N. Andreev, C. Sotova, N. Kutina // *Surface and Coatings Technology*. – 2020. – V. 385. – Art. No 125402.

107. Kurpa, L. Nonlinear Dynamic Analysis of FGM Sandwich Shallow Shells with Variable Thickness of Layers / L. Kurpa, T. Shmatko, G. Timchenko // *Advanced Structured Materials*. – 2021. – V. 157. – P. 57–74.

108. Awrejcewicz, J. Investigating geometrically nonlinear vibrations of laminated shallow shells with layers of variable thickness via the R-functions theory / J. Awrejcewicz, L. Kurpa, T. Shmatko // *Journal of Composite Structures*. – 2015. – V. 125. – P. 575–585.

109. Kurpa, L.V. Nonlinear vibrations of laminated shells with layers of variable thickness / L.V. Kurpa, T.V. Shmatko // *Shell Structures: Theory and Applications*; Pietraszkiewicz, W., Górski, J. (eds). – London: Taylor & Francis Group, 2014. – P. 305–308.

110. Wiklund, U. Multilayer cracking resistance in bending / U. Wiklund, P. Hedenqvist, S. Hogmark // *Surface and Coatings Technology*. – 1997. – V. 97, Is. 1–3. – P. 773–778.

111. Zhang, S. Toughness measurement of thin films: a critical review / S. Zhang, D. Sun, Y. Fu, H. Du // *Surface and Coatings Technology*. – 2005. – V. 198, Is. 1–3. – P. 74–84.

112. Jehn, H.A. Multicomponent and multiphase hard coatings for tribological applications / H.A. Jehn // *Surface and Coatings Technology*. – 2000. – V. 131, Is. 1–3. – P. 433–440.

113. Panjan, P. A new experimental method for studying the cracking behaviour of PVD multilayer coatings / P. Panjan, M. Čekada, B. Navinšek // *Surface and Coatings Technology*. – 2003. – V. 174–175. – P. 55–62.

114. Skordaris, G. A dynamic FEM simulation of the nano-impact test on mono- or multi-layered PVD coatings considering their graded strength properties determined by experimental–analytical procedures / G. Skordaris, K.-D. Bouzakis, P. Charalampous // *Surface and Coatings Technology*. – 2015. – V. 265. – P. 53–61.

115. Anwar Ali, H.P. Effect of multilayer interface through in situ fracture of Cu/Nb and Al/Nb metallic multilayers / H.P. Anwar Ali, I. Radchenko, N. Li, A. Budiman // *Journal of Materials Research*. – 2019. – V. 34, Is. 9. – P. 1564–1573.

116. Berger, M. The multilayer effect in abrasion – optimising the combination of hard and tough phases / M. Berger, U. Wiklund, M. Eriksson, H. Engqvist, S. Jacobson // *Surface and Coatings Technology*. – 1999. – V. 116–119. – P. 1138–1144.

117. Beake, B.D. Coating optimisation for high speed machining with advanced nanomechanical test methods / B.D. Beake, G.S. Fox-Rabinovich, S.C. Veldhuis, S.R. Goodes // *Surface and Coatings Technology*. – 2009. – V. 203, Is. 13. – P. 1919–1925.

118. Jiang, C.L. Influence of titanium interlayer thickness distribution on mechanical properties of Ti/TiN multilayer coatings / C.L. Jiang, H.L. Zhu, K.S. Shin, Y.B. Tang // *Thin Solid Films*. – 2017. – V. 632. – P. 97–105.

119. Schlögl, M. Effects of structure and interfaces on fracture toughness of CrN/AlN multilayer coatings / M. Schlögl, C. Kirchlechner, J. Paulitsch, J. Keckes, P.H. Mayrhofer // *Scripta Materialia*. – 2013. – V. 68, Is. 12. – P. 917–920.

120. Bouzakis, K.D. Coated tools' performance in up and down milling stainless steel, explained by film mechanical and fatigue properties / K.D. Bouzakis,

S. Makrimalakis, G. Skordaris, E. Bouzakis, S. Kombogiannis, G. Katirtzoglou, G. Maliaris // *Wear*. – 2013. – V. 303, Is. 1–2. – P. 546–559.

121. Krella, A.K. Cavitation erosion resistance of Ti/TiN multilayer coatings / A.K. Krella // *Surface and Coatings Technology*. – 2013. – V. 228. – P. 115–123.

122. Lin, S. Structural, mechanical, and sand erosion properties of TiN/Zr/ZrN multilayer coatings / S. Lin, K. Zhou, M. Dai, E. Lan, Q. Shi, F. Hu, C. Zhuang // *Vacuum*. – 2015. – V. 122. – P. 179–186.

123. Daalder, J.E. Components of cathode erosion in vacuum arcs / J.E. Daalder // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 1976. – V. 9, Is. 16. – P. 2379–2395.

124. Anders, A. *Cathodic Arcs* / A. Anders. – New York, NY, USA: Springer Science Business Media, LLC, 2008.

125. Daalder, J.E. Erosion and the origin of charged and neutral species in vacuum arcs / J.E. Daalder // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 1975. – V. 8, Is. 14. – P. 1647–1659.

126. Sablev, L.P. Vacuum-arc evaporator of metals with an extended planar cathode / L.P. Sablev, A.A. Andreev, V.V. Kunchenko, S.N. Grigoriev // *Materials Science Forum*. – 1998. – V. 287–288. – P. 323–326.

127. Aksenov, I.I. Low-pressure arc cathode erosion / I.I. Aksenov, I.I. Konovalov, V.F. Pershin, V.M. Khoroshikh, L.F. Shpilinskii // *High Temperature*. – 1988. – V. 26, Is. 3. – P. 315–318.

128. Boxman, R. Macroparticle contamination in cathodic arc coatings: Generation, transport and control / R. Boxman, S. Goldsmith // *Surface and Coatings Technology*. – 1992. – V. 52. – P. 39–50.

129. Rakhovsky, V.I. On the question of the mechanism of destruction of electrodes in a pulsed discharge in vacuum / V.I. Rakhovsky, A.M. Yagudaev // *Technical Physics*. – 1969. – V. 39, Is. 2. – P. 317–320.

130. Rakhovsky, V.I. State of the art of physical models of vacuum arc cathode spots / V.I. Rakhovsky // IEEE Transactions on Plasma Science. – 1987. – V. 15, Is. 5. – P. 481–487.

131. Rakhovsky, V.I. Current Density per Cathode Spot in Vacuum Arcs / V.I. Rakhovsky // IEEE Transactions on Plasma Science. – 1984. – V. 12, Is. 3. – P. 199–203.

132. Heberlein, J.V.R. Columnar Metal Vapor Arc Under the Influence Of An Axial Magnetic Field / J.V.R. Heberlein, J.G. Gorman // IEEE Conference Publication. – 1978. – V. 165. – P. 281–284.

133. Heberlein, J.V.R. The interaction of vacuum arc ion currents with axial magnetic fields / J.V.R. Heberlein, D. Porto // IEEE Transactions on Plasma Science. – 1983. – V. 11. – P. 152–159.

134. Martin, P.J. Characteristics of titanium arc evaporation processes / P.J. Martin, D.R. McKenzie, R.P. Netterfield, P. Swift, S.W. Filipczuk, K.-H. Muller, C.G. Pacey, B. James // Thin Solid Films. – 1987. – V. 153. – P. 91–102.

135. Coll, B.F. Diamond-like carbon films synthesized by cathodic arc evaporation / B.F. Coll, P. Sathrum, R. Aharonov, M.A. Tamor // Thin Solid Films. – 1992. – V. 209. – P. 165–173.

136. Plyutto, A.A. Acceleration of ions in an electron beam / A.A. Plyutto, K.V. Suladze, S.M. Temchin, E.D. Korop // Soviet Atomic Energy. – 1969. – V. 27, Is. 5. – P. 1197–1202.

137. Seidel, S. Insulating Properties and Mechanisms Of Electrical Breakdown In Vacuum / S. Seidel, J. Kutzner, Z. Zalucki // Przegląd Elektrotechniczny. – 1970. – V. 46, Is. 12. – P. 497–503.

138. Daalder, J.E., Wielders, P.G.E. Proceeding 12th International Conference on Phenomena in Ionized Gases, Eindhoven. – Amsterdam: North-Holland, 1975. – Part 1. – P. 232.

139. Mularie, W.M. U.S. Patent 4.559.125 (1985).

140. Daalder, J.E. Cathode spots and vacuum arcs / J.E. Daalder // *Physica B+C*. – 1981. – V. 104, Is. 1–2. – P. 91–106.
141. Lindfors, P.A. Cathodic arc deposition technology / P.A. Lindfors, W.M. Mularie, G.K. Wehner // *Surface and Coatings Technology*. – 1986. – V. 29, Is. 4. – P. 275–290.
142. Farrall, G.A. Vacuum Arcs and Switching / G.A. Farrall // *Proceedings of the IEEE*. – 1973. – V. 61(8). – P. 1113–1136.
143. Farrall, G.A. Voltage Effects of Low and High Current Arcing on Vacuum Interrupter Contacts / G.A. Farrall // *IEEE Transactions on Parts, Hybrids, and Packaging*. – 1975. – V. 11(2). – P. 134–138.
144. Gray, E.W. Electrode erosion by particle ejection in low-current arcs / E.W. Gray, J.R. Pharney // *Journal of Applied Physics*. – 1976. – V. 45, Is. 2. – P. 667–671.
145. Baouchi, A.W. A study of the macroparticle distribution in cathodic-arc-evaporated TiN films / A.W. Baouchi, A.J. Perry // *Surface and Coatings Technology*. – 1991. – V. 49, Is. 1–3. – P. 253–257.
146. Miernik, K. Spatial distribution of microdroplets generated in the cathode spots of vacuum arcs / K. Miernik, J. Walkowicz // *Surface and Coatings Technology*. – 2000. – V. 125, Is. 1–3. – P. 161–166.
147. Sablev, L.P. et al. US. Patent 3.793.179 (1974).
148. Sablev, L.P. et al. US. Patent 3.783.231 (1974).
149. Karpov, D.A. Cathodic arc sources and macroparticle filtering / D.A. Karpov // *Surface and Coatings Technology*. – 1997. – V. 96, Is. 1. – P. 22–33.
150. Аксёнов, И.И. Исследование движения потоков плазмы вакуумной дуги в линейной протяженной плазмо-оптической системе / И.И. Аксёнов, В.Г. Падалка, В.Т. Толок, В.М. Хороших // *Физика плазмы*. – 1980. – Т. 6, № 4. – С. 918–924.

151. Boxman, R.L. The interaction between plasma and macroparticles in a multi-cathode-spot vacuum arc / R.L. Boxman, S. Goldsmith // *Journal of Applied Physics*. – 1981. – V. 52, Is. 1. – P. 151–161.

152. Cheng, Z. Thermal analysis of macroparticles during vacuum arc deposition of TiN / Z. Cheng, M. Wang, J. Zou // *Surface and Coatings Technology*. – 1997. – V. 92, Is. 1–2. – P. 50–55.

153. Grigoriev, S. Investigation of the influence of the features of the deposition process on the structural features of microparticles in PVD coatings / S. Grigoriev, A. Vereschaka, V. Zelenkov, N. Sitnikov, J. Bublikov, F. Milovich, N. Andreev, C. Sotova // *Vacuum*. – 2022. – V. 202. – Art. No 111144.

154. Grigoriev, S. Specific features of the structure and properties of arc-PVD coatings depending on the spatial arrangement of the sample in the chamber / S. Grigoriev, A. Vereschaka, V. Zelenkov, N. Sitnikov, J. Bublikov, F. Milovich, N. Andreev, E. Mustafaev // *Vacuum*. – 2022. – V. 200. – Art. No 111047.

155. Ghafoor, N. Nanolabyrinthine ZrAlN thin films by self-organization of interwoven single-crystal cubic and hexagonal phases / N. Ghafoor, L.J.S. Johnson, D.O. Klenov, J. Demeulemeester, P. Desjardins, I. Petrov, L. Hultman, M. Odén // *APL Materials*. – 2013. – V. 1, Is. 2. – Art. No 022105.

156. Lamni, R. Microstructure and nanohardness properties of Zr–Al–N and Zr–Cr–N thin films / R. Lamni, R. Sanjinés, M. Parlinska-Wojtan, A. Karimi, F. Lévy // *Journal of Vacuum Science and Technology A*. – 2005. – V. 23, Is. 4. – P. 593–598.

157. Rogström, L. Influence of chemical composition and deposition conditions on microstructure evolution during annealing of arc evaporated ZrAlN thin films / L. Rogström, M.P. Johansson, N. Ghafoor, L. Hultman, M. Odén // *Journal of Vacuum Science and Technology A*. – 2012. – V. 30, Is. 3. – Art. No 031504.

158. Rogström, L. Thermal stability of wurtzite $Zr_{1-x}Al_xN$ coatings studied by in situ high-energy X-ray diffraction during annealing / L. Rogström, N. Ghafoor,

J. Schroeder, N. Schell, J. Birch, M. Ahlgren, M. Odén // *Journal of Applied Physics*. – 2015. – V. 118, Is. 3. – Art. No 035309.

159. Holec, D. Phase stability and alloy-related trends in Ti–Al–N, Zr–Al–N and Hf–Al–N systems from first principles / D. Holec, R. Rachbauer, L. Chen, L. Wang, D. Luef, P.H. Mayrhofer // *Surface and Coatings Technology*. – 2011. – V. 206. – P. 1698–1704.

160. Mayrhofer, P.H. Structural and mechanical evolution of reactively and non-reactively sputtered Zr–Al–N thin films during annealing / P.H. Mayrhofer, D. Sonnleitner, M. Bartosik, D. Holec // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – V. 244. – P. 52–56.

161. Vereschaka, A.A. Study of cracking mechanisms in multilayer composite nano-structured coatings / A.A. Vereschaka, S.N. Grigoriev // *Wear*. – 2017. – V. 378–379. – P. 43–57.

162. Vereschaka, A.A. Delamination and longitudinal cracking in multi-layered composite nano-structured coatings and their influence on cutting tool life / A.A. Vereschaka, S.N. Grigoriev, N.N. Sitnikov, A. Batako // *Wear*. – 2017. – V. 390–391. – P. 209–219.

163. Kim, Y.J. Structure and mechanical properties of ZrCrAlN nanostructured thin films by closed-field unbalanced magnetron sputtering / Y.J. Kim, H.Y. Lee, Y.M. Kim, K.S. Shin, W.S. Jung, J.G. Han // *Surface & Coatings Technology*. – 2007. – V. 201. – P. 5547–5551.

164. Pal Dey, S. Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al)N: A review / S. Pal Dey, S.C. Deevi // *Materials Science and Engineering*. – 2003. – V. 342, Is. 1–2. – P. 58–79.

165. Kim, Y.J. Microstructure and mechanical properties of TiZrAlN nanocomposite thin films by CFUBMS / Y.J. Kim, H.Y. Lee, T.J. Byun, J.G. Han // *Thin Solid Films*. – 2008. – V. 516, Is. 11. – P. 3651–3655.

166. Abadias, G. Synthesis of quaternary TiZrAlN nanocomposite films by reactive unbalanced magnetron sputtering / G. Abadias, V.V. Uglov, S.V. Zlotski // Proceedings of international conference nanomeeting. – 2011. – P. 458–461.
167. Suzuki, T. Microstructures and grain boundaries of (Ti,Al)N films / T. Suzuki, D. Huang, Y. Ikuhara // Surface and Coatings Technology. – 1998. – V. 107, Is. 1. – P. 41–47.
168. Kimura, A. Metastable $Ti_{1-x}Al_xN$ films with different Al content / A. Kimura, H. Hasegawa, K. Yamada, T. Suzuki // Journal of Materials Science Letters. – 2000. – V. 19, Is. 7. – P. 601–602.
169. Zhou, M. Phase transition and properties of Ti–Al–N thin films prepared by r.f.-plasma assisted magnetron sputtering / M. Zhou, Y. Makino, M. Nose, K. Nogi // Thin Solid Films. – 1999. – V. 339, Is. 1–2. – P. 203–208.
170. Knotek, O. The structure and composition of TiZrN, TiAlZrN and TiAlVN coatings / O. Knotek, M. Böhmer, T. Leyendecker, F. Jungblut // Materials Science and Engineering: A. – 1988. – V. 105–106, Part 2. – P. 481–488.
171. Jindal, P.C. Performance of PVD TiN, TiCN, and TiAlN coated cemented carbide tools in turning / P.C. Jindal, A.T. Santhanam, U. Schleinkofer, A.F. Shuster // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 1999. – V. 17, Is. 1–3. – P. 163–170.
172. Chen, Y.H. Thermal and mechanical stability of wurtzite-ZrAlN/cubic-TiN and wurtzite-ZrAlN/cubic-ZrN multilayers / Y.H. Chen, L. Rogström, J.J. Roa, J.Q. Zhu, I.C. Schramm, L.J.S. Johnson, N. Schell, F. Mücklich, M.J. Anglada, M. Odén // Surface and Coatings Technology. – 2017. – V. 324. – P. 328–337.
173. Norrby, N. In situ X-ray scattering study of the cubic to hexagonal transformation of AlN in $Ti_{1-x}Al_xN$ / N. Norrby, L. Rogström, M.P. Johansson-Jöesaar, N. Schell, M. Odén // Acta Materialia. – 2014. – V. 73. – P. 205–214.
174. Mayrhofer, P.H. Structure and phase evolution of Cr-Al-N coatings during annealing / P.H. Mayrhofer, H. Willmann, A.E. Reiter // Surface and Coatings Technology. – 2008. – V. 202, Is. 20. – P. 4935–4938.

175. Wistrela, E. Impact of sputter deposition parameters on the microstructural and piezoelectric properties of $\text{Cr}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$ thin films / E. Wistrela, I. Schmied, M. Schneider, M. Gillinger, P.M. Mayrhofer, A. Bittner, U. Schmid // *Thin Solid Films*. – 2018. – V. 648. – P. 76–82.

176. Bobzin, K. Correlation of the Debye sheath thickness and (Cr,Al)N coating properties for HPPMS, dcMS, CAE and PCAE processes / K. Bobzin, T. Brögelmann, N.C. Kruppe, M. Engels // *Surface and Coatings Technology*. – 2017. – V. 332. – P. 233–241.

177. Lugscheider, E. PVD hard coated reamers in lubricant-free cutting / E. Lugscheider, O. Knotek, C. Barimani, T. Leyendecker, O. Lemmer, R. Wenke // *Surface and Coatings Technology*. – 1999. – V. 112, Is. 1–3. – P. 146–151.

178. Rogström, L. Auto-organizing ZrAlN/ZrAlTiN/TiN multilayers / L. Rogström, N. Ghafoor, M. Ahlgren, M. Odén // *Thin Solid Films*. – 2012. – V. 520. – P. 6451–6454.

179. Benkahoul, M. Structural, tribo-mechanical, and thermal properties of NbAlN coatings with various Al contents deposited by DC reactive magnetron sputtering / M. Benkahoul, M.K. Zayed, C.S. Sandu, L. Martinu, J.E. Klemberg-Sapieha // *Surface and Coatings Technology*. – 2017. – V. 331. – P. 172–178.

180. Franz, R. Structure, mechanical properties and oxidation behaviour of arc-evaporated NbAlN hard coatings / R. Franz, M. Lechthaler, C. Polzer, C. Mitterer // *Surface and Coatings Technology*. – 2010. – V. 204, Is. 15. – P. 2447–2453.

181. Верещака, А.А. Повышение режущих свойств твердосплавного инструмента путём рационального выбора состава, структуры и свойств наноразмерных износостойких комплексов: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.07. / Верещака Алексей Анатольевич. – М., 2010. – 254 с.

182. Патент РФ № 2482217. Вакуумно-дуговой источник плазмы / Зеленков В.В., Петров Л.М., Плихунов В.В. Опубликовано: 20.05.2013. Бюл. № 14.

183. Wang, S. Influence of a Scanning Radial Magnetic Field on Macroparticle Reduction of Arc Ion-Plated Films / S. Wang, Z. Lin, H. Qiao, D. Ba, L. Zhu // *Coatings*. – 2018. – V. 8. – Art. No 49.

184. Zuo, X. Movement of luminous group spots on target and size modification of micro-particles during cathodic vacuum arc deposition / X. Zuo, R. Chen, D. Zhang, P. Ke, A. Wang // *Vacuum*. – 2019. – V. 164. – P. 381–389.

185. Lang, W.C. Investigation on Behavior of Macro-Particles in TiN Film by Arc Ion Plating / W.C. Lang, B. Gao, H. Du, J.Q. Xiao, M.X. Li, X.H. Wang // *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*. – 2015. – V. 15. – P. 7357–7362.

186. Michalski, A. Structure and properties of coatings composed of TiN-Ti obtained by the reactive pulse plasma method / A. Michalski // *Journal of Materials Science Letters*. – 1984. – V. 3, Is. 6. – P. 505–508.

187. Zhou, J. Effect of Cr on metastable phase equilibria and spinodal decomposition in c-TiAlN coatings: A CALPHAD and Cahn-Hilliard study / J. Zhou, L. Zhang, L. Chen // *Surface and Coatings Technology*. – 2017. – V. 311. – P. 231–237.

188. Povstugar, I. Interface-directed spinodal decomposition in TiAlN/CrN multilayer hard coatings studied by atom probe tomography / I. Povstugar, P.-P. Choi, D. Tytko, J.-P. Ahn, D. Raabe // *Acta Materialia*. – 2013. – V. 61, Is. 20. – P. 7534–7542.

189. Wang, A. Mechanical properties and spinodal decomposition of $Ti_xAl_{1-x-y}Zr_yN$ coatings / A. Wang, M. He, R. Zhang, Y. Du, D. Chen, B. Fan, S.-L. Shang, Z.-K. Liu // *Physics Letters, Section A: General, Atomic and Solid State Physics*. – 2015. – V. 379, Is. 36. – P. 2037–2040.

190. Huang, S.H. Microstructure and mechanical properties evaluation of cathodic arc deposited CrCN/ZrCN multilayer coatings / S.H. Huang, C.Y. Tong, T.E. Hsieh, J.W. Lee // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – V. 803. – P. 1005–1015.

191. Suwas, S. *Crystallographic Texture of Materials* / S. Suwas, R.K. Ray. – London: Springer-Verlag, 2014.
192. Liu, F. Dislocation ordering and texture strengthening of naturally aged Al-Cu-Mg alloy / F. Liu, Z.Y. Liu, G.Y. He, L.N. Ou // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2022. – V. 118. – P. 1–14.
193. Kumar, D. Texture dependent strain hardening in additively manufactured stainless steel 316L / D. Kumar, G. Shankar, K.G. Prashanth, S. Suwas // *Materials Science and Engineering A*. – 2021. – V. 820. – Art. No 141483.
194. Welch, P.I. Texture and cleavage in molybdenum / P.I. Welch, G.J. Davies // *Textures and Microstructures*. – 1983. – V. 6, Is. 1. – P. 21–37.
195. Müller, F.E.H. The influence of texture and grain structure on the high temperature low-cycle fatigue behaviour of the ODS nickel-based superalloy PM 1000 / F.E.H. Müller, M. Heilmaier, L. Schultz // *Materials Science and Engineering A*. – 1997. – V. 234–236. – P. 509–512.
196. Mineur, M. Influence of the crystalline texture on the fatigue behavior of a 316L austenitic stainless steel / M. Mineur, P. Villechaise, J. Mendez // *Materials Science and Engineering A*. – 2000. – V. 286, Is. 2. – P. 257–268.
197. Bache, M.R. Processing titanium alloys for optimum fatigue performance / M.R. Bache // *International Journal of Fatigue*. – 1999. – V. 21, SUPPL. 1. – P. S105–S111.
198. Li, R. Effect of grain size, texture and density of precipitates on the hardness and tensile yield stress of Mg-14Gd-0.5Zr alloys / R. Li, R. Xin, Q. Liu, A. Chapuis, S. Liu, G. Fu, L. Zong // *Materials and Design*. – 2017. – V. 114. – P. 450–458.
199. Huang, T. Evolution of Microstructure, Texture, and Hardness in an Al-Cu-Mg Alloy during Annealing / T. Huang, F. Liu, Z. Liu, G. He // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2022. – V. 31, Is. 2. – P. 1419–1431.
200. Wang, X. Microstructure, Texture, and Hardness Evolutions of Al-Mg-Si-Cu Alloy during Annealing Treatment / X. Wang, C. Ma, P. Ma, S. Zhou,

Y. Wang // Journal Wuhan University of Technology, Materials Science Edition. – 2019. – V. 34, Is. 6. – P. 1288–1296.

201. Jahedi, M. Texture evolution and enhanced grain refinement under high-pressure-double-torsion / M. Jahedi, M.H. Paydar, S. Zheng, I.J. Beyerlein, M. Knezevic // Materials Science and Engineering A. – 2014. – V. 611. – P. 29–36.

202. Aghamohammadi, H. Effect of hot rolling on microstructure, crystallographic texture, and hardness of AZ31 alloy / H. Aghamohammadi, S.J. Hosseinipour, S.M. Rabiee, R. Jamaati // Materials Chemistry and Physics. – 2021. – V. 273. – Art. No 125130.

203. Baker, M.A. A study of the nanostructure and hardness of electron beam evaporated TiAlBN Coatings / M.A. Baker, M.A. Monclus, C. Rebholz, P.N. Gibson, A. Leyland, A. Matthews // Thin Solid Films. – 2010. – V. 518, Is. 15. – P. 4273–4280.

204. Pashley, D.W. The growth and structure of gold and silver deposits formed by evaporation inside an electron microscope / D.W. Pashley, M.J. Stowell, M.H. Jacobs, T.J. Law // Philosophical Magazine. – 1964. – V. 10(103). – P. 127–158.

205. Wong, C.C. Surface energy driven secondary grain growth in thin Au films / C.C. Wong, H.I. Smith, C.V. Thompson // Applied Physics Letters. – 1986. – V. 48, Is. 5. – P. 335–337.

206. Thompson, C.V. Grain growth in polycrystalline thin films of semiconductors / C.V. Thompson // Interface Science. – 1998. – V. 6, Is. 1–2. – P. 85–93.

207. Lee, D.N. A model for development of orientation of vapour deposits / D.N. Lee // Journal of Materials Science. – 1989. – V. 24, Is. 12. – P. 4375–4378.

208. Zhang, J. Predicting the formation enthalpy and phase stability of (Ti,Al,TM)N (TM = III-VIB group transition metals) by high-throughput ab initio calculations and machine learning / J. Zhang, Y. Kong, L. Chen, N. Koutná, P.H. Mayrhofer // Acta Materialia. – 2024. – V. 276. – Art. No 120139.

209. Li, W.Z. Influence of Al content on the mechanical properties and thermal stability in protective and oxidation atmospheres of Zr-Cr-Al-N coatings / W.Z. Li, H.W. Liu, M. Evaristo, T. Polcar, A. Cavaleiro // *Surface and Coatings Technology*. – 2013. – V. 236. – P. 239–245.

210. Grigoriev, S. Influence of tribological properties of Zr-ZrN-(Zr,Cr,Al)N and Zr-ZrN-(Zr,Mo,Al)N multilayer nanostructured coatings on the cutting properties of coated tools during dry turning of Inconel 718 alloy / S. Grigoriev, A. Vereschaka, V. Uglov, M. Migranov, A. Seleznev // *Wear*. – 2023. – V. 512–513. – Art. No 204521.

211. Li, W.Z. Influence of Zr alloying on the mechanical properties, thermal stability and oxidation resistance of Cr-Al-N coatings / W.Z. Li, Q.Z. Chen, T. Polcar, R. Serra // *Applied Surface Science*. – 2014. – V. 317. – P. 269–277.

212. Li, W.Z. Influence of Al on the microstructure and mechanical properties of Cr-Zr-(Al-)N coatings with low and high Zr content / W.Z. Li, M. Evaristo, A. Cavaleiro // *Surface and Coatings Technology*. – 2012. – V. 206, Is. 18. – P. 3764–3771.

213. Kim, S.M. Evaluation of the high temperature characteristics of the CrZrN coatings / S.M. Kim, B.S. Kim, G.S. Kim, S.Y. Lee, B.Y. Lee // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – V. 202, Is. 22–23. – P. 5521–5525.

214. Vereschaka, A.A. Delamination and longitudinal cracking in multi-layered composite nano-structured coatings and their influence on cutting tool life / A.A. Vereschaka, S.N. Grigoriev, N.N. Sitnikov, A.D. Batako // *Wear*. – 2017. – V.390–391. – P. 209–219.

215. Верещака А.А. Повышение износостойкости твердосплавных режущих инструментов путем управления параметрами функциональных слоев наноструктурированных покрытий: дис. ... д-ра техн. наук: 2.5.5 / Верещака Алексей Анатольевич. – М., 2021. – 559 с.

216. Серебренникова, А.Г. Титановый сплав ВТ22: исследование зависимости выходных параметров токарной обработки от геометрии

режущего инструмента / А.Г. Серебренникова, В.Б. Гурылев // Вестник Иркутского государственного технического университета. – 2020. – Т. 24, № 3. – С. 548–560.

217. Васин, С.А. Резание материалов: Термомеханический подход к системе взаимосвязей при резании: учебн. для техн. вузов / С.А. Васин, А.С. Верещака, В.С. Кушнер. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. – 148 с.

218. Бобров, В.Ф. Основы теории резания металлов / В.Ф. Бобров. – М.: Машиностроение, 1975. – 344 с.

219. Вульф, А.М. Резание металлов / А.М. Вульф. – 2-е изд. – М.: Машиностроение, 1973. – 496 с.

220. Мартинов, Г.М. Диагностирование режущих инструментов и прогнозирование их остаточной стойкости на станках с ЧПУ в процессе обработки / Г.М. Мартинов, А.С. Григорьев // СТИН. – 2012. – № 12. – С. 23 – 27.

221. Козлов, В.И. Анализ влияния относительных колебаний на износ лезвийного инструмента / В.И. Козлов // СТИН. – 2008. – № 1. – С. 9–14.

222. Ивахненко, А.Г. Конструкторское и технологическое обеспечение точности обработки на станках с гибридной компоновкой / А.Г. Ивахненко, В.В. Куц [и др.] // Известия Юго-Западного государственного университета. Техника и технологии. – 2014. – № 4. – С. 15–22.

223. Аникеева, О.В. Прогнозирование параметрической надежности прецизионного технологического оборудования / О.В. Аникеева, А.Г. Ивахненко, В.В. Куц // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. – 2013. – № 2 (298). – С. 159–164.

Акты внедрения

**Общество с ограниченной ответственностью
НПЦ «ПРОМОБРАОТКА»**

127495, г. Москва, Вн.Тер.г. Муниципальный округ Северный,
ш. Долгопрудненское, д. 6А, пом. 15/8
ИНН 7706447410 КПП 771501001

«УТВЕРЖДАЮ»

№ б/н от 03.10.2024

Генеральный директор
ООО "Промобработка"
Брагина А.В.

А К Т

**внедрения результатов диссертационной работы
« Повышение производительности обработки точением деталей из
титанового сплава путем применения износостойких покрытий с
переменной величиной периода модуляции нанослоев » Н.С. Барановой
на соискание ученой степени кандидата технических наук**

Настоящим актом подтверждается, что внедрение предложенной Барановой Н.С. методики выбора состава, структуры и свойств наноструктурированных износостойких покрытий с увеличивающейся величиной периода модуляции нанослоев показали, что производительность обработки повышается в среднем на 30%.

Генеральный директор



А.В. Брагина



Национальный Промышленный Альянс
СИЛА МАСШТАБ ТЕХНОЛОГИИ

ООО «НАЦПРОМАЛЬЯНС»
nacprom.info@gmail.com, +7 916 604 64 68
129226, г. Москва, ул. Сельскохозяйственная, д.11,
корп.3, этаж 1, пом II, ком.1 (РМ78)
ОГРН: 1217700572650 ИНН: 9717108290 КПП: 771701001

УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор
ООО «Нацпромальянс»

№ _____ б/н _____ от 01.10.2024г.

 Пирогов И.В..

А К Т

**О заинтересованности во внедрении результатов диссертационной работы
Н.С. Барановой «Повышение производительности обработки точением
деталей из титанового сплава путем применения износостойких покрытий
с переменной величиной периода модуляции нанослоев» на соискание
ученой степени кандидата технических наук**

Настоящим актом подтверждается, что результаты диссертационного исследования Барановой Натальи Сергеевны в области разработки рациональной архитектуры многослойно-композиционных наноструктурированных покрытий для условий резания деталей из титановых сплавов обладают актуальностью, представляют практический интерес и прошли апробацию в производственных условиях промышленных партнеров ООО «Нацпромальянс».

ООО «Нацпромальянс» планирует в дальнейшем использовать результаты указанной работы (режущего инструмента с многослойно-композиционными наноструктурированными покрытиями) в своей производственной деятельности.

Генеральный директор



И.В. Пирогов