

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
образования «Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС»

На правах рукописи

Кужненко Андрей Александрович

**«Разработка оксидно-нитридных многослойных покрытий для
режущего твердосплавного инструмента»**

Специальность 05.16.06 – Порошковая металлургия и композиционные материа-
лы

Диссертация на соискание ученой степени

Кандидата технических наук

Научный руководитель:
Аникин Вячеслав Николаевич
Кандидат технических наук

Москва 2016
Оглавление

Введение	2
1. Анализ существующих методов покрытия инструментов	5

1.1. Методы нанесения покрытия на инструмент	5
1.2 Метод микродугового оксидирования покрытия	23
1.3 Методы нанесения алюминиевого слоя на твердосплавные пластины	31
1.4 Краткие выводы, цели и задачи исследования	35
2. Методика проведения экспериментальных исследований	37
2.1 Материалы и оборудование, используемое в исследованиях	37
2.2 Методика определения физико-механических свойств, структуры твердых сплавов и покрытия	46
2.3 Методика нанесения покрытия на инструмент	51
2.4 Методика проведения испытаний по определению эксплуатационных свойств инструмента	63
3. Разработка и исследование модели высокотемпературного композитного покрытия	86
3.1 Закономерности взаимодействия алюминия с твердым сплавом основы и барьерным слоем	86
3.2 Модель оксидного покрытия	106
3.3 Основные параметры композитного высокотемпературного покрытия	109
4. Экспериментальные исследования свойств разработанного композитного покрытия	134
4.1 Кинетика образования оксидного покрытия	140
4.2 Оптимизация параметров комбинированного оксидно-нитридного покрытия	153
4.3 Экспериментальные испытания разработанной модели	173
Общие выводы	183
Список литературы	184

Введение

Одним из основных направлений развития металлообрабатывающей отрасли является повышение производительности процесса резания. Для достижения

этой цели разработаны многокоординатные, автоматизированные обрабатывающие центры, позволяющие значительно снизить время на изготовление деталей.

Однако выполнение вышеуказанной задачи сдерживается применением инструмента с низкими эксплуатационными характеристиками. Основным фактором, влияющим на ограничение стойкости инструмента при форсированных режимах эксплуатации, является высокая температура в зоне резания. Для снижения температуры используют различные технологические приемы – применение смазочно-охлаждающих жидкостей (СОЖ), наложение вибраций на инструмент, оптимизация геометрии, нанесение износостойких покрытий, применение новых инструментальных материалов (керамики, СТМ и др.). Каждый из предлагаемых методов имеет наряду с достоинствами ряд ограничений, например, по прочности, температуре эксплуатации, или сложен в реализации.

Перспективным способом повышения эксплуатационных характеристик инструмента является применение режущих пластин с износостойкими покрытиями, которые защищают контактные поверхности от действия высокой температуры. Высокие эксплуатационные характеристики пластин с покрытием определяются как свойствами покрытия – высокая твердость, теплостойкость, инертность к обрабатываемому материалу, так и заданными свойствами основы, – прочность, вязкость, сопротивление усталости и др.

Износостойкие покрытия могут снижать контактные нагрузки, перераспределять тепловые потоки, что приводит к уменьшению термомеханической напряженности режущего клина и увеличению стойкости инструмента более чем в 3 раза, а также скорости резания до 60%. В качестве таких покрытий используются карбиды, нитриды и карбонитриды металлов IVa – VIa групп периодической системы химических элементов, среди которых широкое распространение получили титан, хром, цирконий, алюминий.

В последнее время наибольшее внимание уделяется покрытиям на основе соединений алюминия [1]. Разработаны покрытия (Al,TiN, AlCrN) с содержанием AlN более 50%, позволяющее работать на повышенных скоростях резания [2].

Наиболее эффективным является покрытие, в состав которого входит оксид алюминия. Оксид алюминия наносится методом CVD. Распространение этого метода сдерживается высокой стоимостью установок для нанесения покрытий. В связи с тем, что температура нанесения покрытия на этих установках составляет 1050°C , методом CVD получают метастабильные модификации Al_2O_3 т.к. температура перехода $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ в менее пористую и более твердую модификацию $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ составляет 1200°C , рисунок 1 [3].

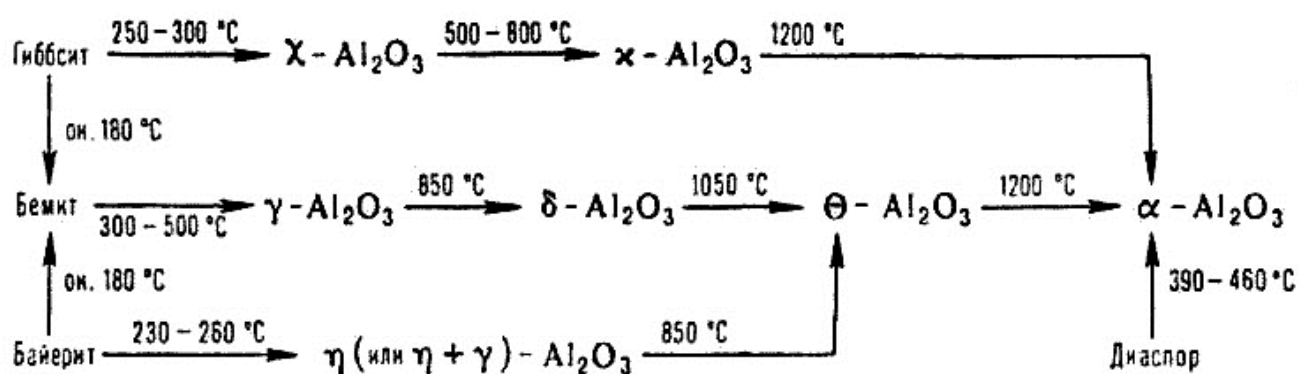


Рисунок 1. Схема получения различных модификаций Al_2O_3

Инструмент с этими покрытиями работоспособен до температуры, действующей в зоне контакта инструмента и детали, не более 900°C .

Механообрабатывающим предприятиям – потребителям режущего инструмента поставляется все сменные многогранные пластины (СМП) и цельнотвердосплавный концевой инструмент с нанесенным износостойким покрытием.

Доля отечественных режущих твердосплавных пластин СМП, составляет не более 5% от общего потребления машиностроительными предприятиями. Остальные 95% приходятся, в основном, на фирмы стран ЕС и США «Sandvik Coromant» Швеция, «Seko» Швеция, «Pramet» Швеция-Чехия, «Walter», Германия, «Hertel» США-Германия, «Kennametal» США и др. Такой незначительный процент потребления отечественного инструмента связан с его низкими эксплуатационными характеристиками.

Сложившаяся ситуация по практически полной зависимости машиностроительных предприятий от иностранных производителей твердосплавного инструмента, угрожает технологической безопасности нашей страны. Для решения этой проблемы постановлением правительства Российской Федерации от 15 апреля 2014г. № 328 была утверждена государственная программа Российской Федерации «Развитие промышленности и повышение ее конкурентоспособности». В программе предусматривается к 2017 году, в соответствии с п. 7.1 и 7.3 подпрограммы «Станкоинструментальная промышленность», развитие производств на основе научных исследований и создания инновационной конкурентоспособной продукции.

Следовательно, для развития производства инновационного инструмента, актуальной является задача повышения конкурентоспособности, в том числе и за счет разработки покрытия, которое при сохранении необходимой прочности позволит обеспечить теплостойкость и теплозащиту СМП при рабочей температуре 1100 – 1200⁰С. Особенно разработка высокотемпературного покрытия актуальна для обработки труднообрабатываемых материалов ракетно- и авиадвигателестроения и обработки деталей железнодорожного транспорта, особенно длинномерных деталей типа осей для колесных пар и, собственно, колесных пар, в частности высокой твердости, выпуск которых в настоящее время ограничен из-за их низкой обрабатываемости.

Эта цель может быть достигнута в результате получения в покрытии слоев с различными модификациями Al_2O_3 : пористые метастабильные модификации Al_2O_3 обладают высокими тепло- и электроизоляционными свойствами и предохраняют основу из твердого сплава от перегрева и пластической деформации (крипоустойчивости), а $\alpha-Al_2O_3$ модификация стабильна до температуры 2044⁰С и сохраняет высокую твердость. Соединение Al_2O_3 является одним из наиболее инертных по отношению к другим материалам.

1 Анализ существующих методов покрытия инструментов

1.1 Методы нанесения покрытия на инструмент

Все многообразие используемых в инструментальном производстве методов поверхностной упрочняющей обработки можно разделить на 5 групп:

- деформационное воздействие [4,5];
- термическое воздействие [6];
- поверхностное легирование [7];
- нанесение покрытий;
- комбинированная обработка [8] .

Методы, относящиеся к различным группам, оказывают различное воздействие на поверхность и поверхностный слой режущего инструмента.

При деформационном воздействии происходит наклеп поверхностного слоя режущего инструмента, изменяется его микрогеометрия и энергетический запас. Результатом термического воздействия на поверхностный слой инструмента является изменение его структуры, при этом его химический состав остается неизменным. Поверхностное легирование изменяет химический состав и, как правило, структуру поверхностного слоя режущего инструмента. При нанесении покрытий на поверхности режущего инструмента происходит формирование тонкой пленки. На рисунке 2 представлено процентное соотношение между различными группами методов поверхностной упрочняющей обработки, применяющихся при производстве режущего инструмента.

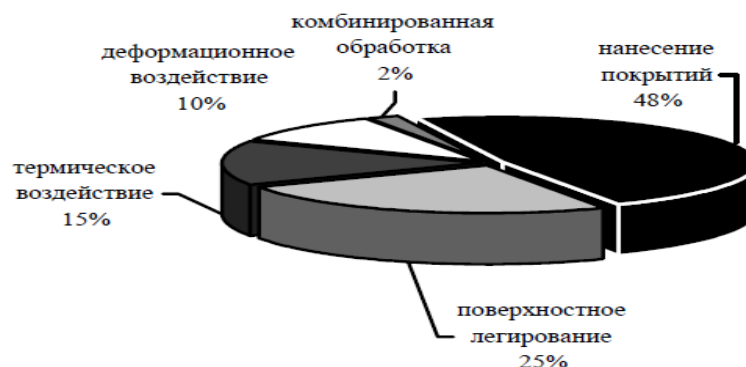


Рисунок 2. Соотношение между различными группами методов поверхностной упрочняющей обработки

В таблице 1 представлены сведения по областям применения методов поверхностного упрочнения для различных видов инструментальных материалов.

Таблица 1. Область применения различных методов нанесения покрытий и поверхностной модификации режущих инструментов.

Группа	Метод	Вид инструментального материала				
		Углеродистые и легированные стали	БРС	Твердые сплавы	керамика	СТМ
Нанесение покрытий	Химическое осаждения (HT-CVD)		+	+	+	+
	Физическое осаждение (PVD)		+	+	+	+
	Электролитический способ		+	+		
	Газо-термическое напыление	+	+	+		
	наплавка	+	+			
Поверхностное легирование	Химико-термическая обработка	+	+			
	Ионная имплантация	+	+	+	+	+
	Лазерное легирование	+	+	+	+	
	Электроэрозионное легирование	+	+	+	+	
	Плазменное легирование	+	+	+	+	

Из анализа таблицы следует, что методы нанесения покрытия на инструмент можно разделить на две группы:

- узкоспециализированные;
- основные, универсальные.

К узкоспециализированным методам относятся следующие методы:

- метод газотермического напыления. [9]

Газотермическое напыление – это процесс нагрева, диспергирования и переноса конденсированных частиц распыляемого материала газовым или плазменным потоком для формирования на подложке слоя нужного материала. Под названием Газотермическое напыление (ГТН) объединяют следующие методы:

- газопламенное напыление;
- высокоскоростное газопламенное напыление;
- детонационное напыление;
- плазменное напыление;
- напыление с оплавлением;
- электродуговая металлизация и активированная электродуговая металлизация.

Как правило, ГТН применяют для создания на поверхности изделий функциональных покрытий – износостойких, коррозионностойких, антифрикционных, теплостойких, термобарьерных, электроизоляционных, электропроводных, и т.д. Материалами для напыления служат порошки, шнуры и проволоки из металлов, металлокерамики и керамики. Некоторые из методов газотермического напыления являются альтернативой методам гальванической, химико-термической обработки металлов, плакирования.

При высокоскоростном (сверхзвуковом) газопламенном напылении порошковый материал наносится на подложку на высокой (обычно более 5 М) скорости. С помощью высокоскоростного напыления наносятся покрытия из карбидов вольфрама, хрома, никель – кобальт – порошков. Важным преимуществом технологии является формирование в получаемых покрытиях напряжений растяжения,

что позволяет получать более толстые покрытия, чем при других технологиях напыления.

Для получения однородного слоя равномерной толщины в промышленности при нанесении покрытия высокоскоростным методом используются специальные роботизированные или механизированные установки. Технология широко применяется для создания твердосплавных покрытий как экологически чистая и более гибкая замена гальванического хромирования, химико-термической обработки.

В основе детонационного напыления лежит принцип нагрева напыляемого материала (обычно порошка) с последующим его ускорением и переносом на напыляемую деталь с помощью продуктов детонации. Для нагрева и ускорения напыляемого материала используется энергия продуктов детонации газокислородного топлива. В качестве горючего газа обычно применяется пропанобутановая смесь.

Благодаря высокой скорости напыляемых частиц (600 – 1000 м/сек.), детонационные покрытия обладают плотностью, близкой к плотности спеченного материала и высокой адгезией.

Детонационное напыление из-за своего дискретного характера является очень экономичным, но не слишком производительным методом.

Плазменное напыление – процесс нанесения покрытия на поверхность изделия с помощью плазменной струи. Сущность плазменного напыления заключается в том, что в высокотемпературную плазменную струю подаётся распыляемый материал, который нагревается, плавится и в виде двухфазного потока направляется на подложку. При ударе и деформации происходит взаимодействие частиц с поверхностью основы или напыляемым материалом и формирование покрытия

Метод плазменного напыления позволяет:

- легко механизировать и автоматизировать процесс напыления;
- использовать различные материалы: металлы, сплавы, окислы, карбиды, нитриды, бориды и их различные комбинации;
- наносить их в несколько слоев, получая покрытия со специальными характеристиками;

- практически избежать деформации основы, на которую производится напыление;
- обеспечить высокую производительность нанесения покрытия при относительно небольшой трудоёмкости;
- улучшить качество покрытий. Они получаются более равномерными, стабильными, высокой плотности и с хорошим сцеплением с поверхностью деталей.

Газопламенное напыление покрытий выполняют установками газопорошкового напыления из самофлюсующихся металлических порошков. Самофлюсованием называют самопроизвольное удаление оксидов с поверхности частиц покрытия при их оплавлении. Выдержка при температуре оплавления 1050 – 1080°С должна составлять 1 – 2 мин. В процессе оплавления происходит формирование износостойкой структуры, основу которой составляют боридные и карбидные фазы высокой твердости.

К недостаткам метода относят:

- высокая температура при оплавлении, которая часто приводит к термическим поводкам;
- высокие требования к качеству и грануляционному составу самофлюсующихся порошков. Недостаточно качественный материал может привести к повышенной пористости покрытия, неполному или неравномерному оплавлению частиц;

В последние годы технология часто заменяется более современными технологиями плазменной наплавки и высокоскоростного газопламенного напыления.

Наплавка – это нанесение слоя металла или сплава на поверхность изделия посредством сварки плавлением. Слой наплавленного металла придаёт особые заданные свойства: износостойкость, жаростойкость, жаропрочность, коррозионную стойкость и т.д.

Важнейшие требования, предъявляемые к наплавке, заключаются в следующем:

- минимальное проплавление основного металла;
- минимальное перемешивание наплавленного слоя с основным металлом;

- минимальное значение остаточных напряжений и деформаций металла в зоне наплавки;
- занижение до приемлемых значений припусков на последующую обработку деталей.

Главным недостатком вышеуказанных покрытий является неравномерность покрытия, высокая толщина наносимого слоя, необходимость механической обработки после нанесения покрытия. Методами производится, в основном, нанесение упрочняющих материалов, работающих при температурах не выше 600 – 700⁰С. т.е. покрытие относится к низкопроизводительным. Основа, на которую наносится покрытие, также не позволяет работать инструменту при высоких температурах резания, т.к. выполнена из углеродистых и быстрорежущих инструментальных материалов. Для нанесения покрытия на инструмент из твердого сплава эти методы применяются крайне редко.

К основным, универсальными методами нанесения покрытия на инструмент относятся методы PVD и CVD и их комбинации. Процессы PVD и CVD, основаны на различных, по сути, явлениях. Конечный же результат и в том и в другом случае – осаждение из газовой фазы материала покрытия на подложку.

Метод химического осаждения (CVD) практически не имеет ограничений по химическому составу покрытий. Все присутствующие частицы могут быть осаждены на поверхность материала. Какие покрытия при этом образуются, зависит от комбинации материалов и параметров процесса. Если процесс протекает при заполнении пространства реакционноспособным газом (кислородом, азотом или углеводородами), в результате химической реакции между атомами осаждаемых металлов и молекулами газа происходит нанесение оксидных, нитридных и карбидных покрытий.

Покрытие наносится на всю поверхность изделия. Для получения одинаковых свойств покрытия в объеме рабочей камеры необходимо обеспечить оптимальные потоки газа.

С этой целью применяются специальные системы подачи газа, так называемый газовый душ. Благодаря высокой температуре нанесения, обеспечивающей

частичную диффузию наносимого материала в основу, покрытия CVD характеризуются лучшей адгезией (сцеплением с основой).

Для обеспечения протекания необходимых химических реакций, процессы CVD проводят при высоких, до 1050°C температурах и высоком давлении 100 – 1000 Па

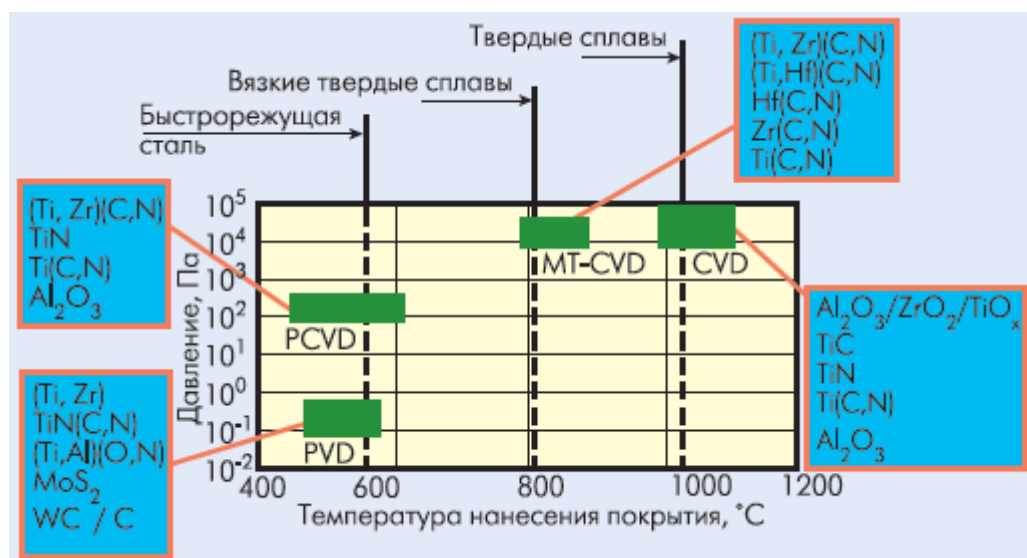


Рисунок 3. Параметры основных методов нанесения покрытий

Химическое осаждение из паровой (газовой) фазы является процессом, в котором устойчивые твердые продукты реакции зарождаются и растут на подложке в среде с протекающими в ней химическими реакциями (диссоциация, восстановление и другие). В этом процессе используются различные источники энергии, такие, например, как плазма, ультрафиолетовое излучение и так далее, а процесс ведется в широком диапазоне давлений и температур [10]. Качество покрытия зависит от температуры процесса, состава газовой среды, давления и скорости газового потока, а также скорости охлаждения после насыщения.

Для повышения прочности сцепления покрытий с основой рекомендуется проводить предварительную очистку изделий. Очистка от загрязнений, травление, шлифование или ударная обработка поверхности, кратковременная выдержка в восстановительной атмосфере, газовое или ионное травление, ультразвуковая, вакуумная и электрохимическая очистка – методы очистки подложки.

Градиентное покрытие из карбонитрида титана с переменным содержанием TiN по сечению обладает более высокой износостойкостью по сравнению с покрытием из карбида титана и высокой степенью сцепления с основой, чем у покрытия из нитрида титана. Это достигается благодаря тому, что непосредственно на границе фаз формируется слой, богатый карбидом титана, с высокой способностью к адгезии. Этим методом получают многослойные покрытия. Процесс осуществляют за счет последовательной подачи в реактор сначала защитного газа, а после прогрева реторты соответствующие смеси на основе хлоридов осаждаемых металлов с углеводородами. Положительные результаты показали многослойные покрытия из карбидов и нитридов титана. Высокие триботехнические свойства имеют комплексные химические покрытия на основе карбида титана и оксида алюминия с толщиной слоев 6 и 1 мкм соответственно. В 1995 году фирма «Sandvik Coromant» разработала новую технологию нанесения CVD покрытий при пониженных температурах. Данный процесс получил название MT-CVD (среднетемпературное химическое покрытие) [11] и в настоящий момент он получил массовое распространение в инструментальной промышленности. Покрытия, нанесенные методом MT-CVD, отличаются лучшей адгезией первого слоя TiCN, отсутствием включений хрупкой пограничной эта-фазы на границе твердый сплав – износостойкое покрытие. Кристаллы карбонитрида титана выращенные методом MT-CVD имеют более равномерную вертикальную структуру и потому данный вид покрытий отличается значительно большей устойчивостью к отслаиванию и выкрашиванию режущей кромки. Поверхность MT-CVD покрытий также удается сделать более гладкой, что снижает склонность к образованию нароста и позитивно сказывается на качестве обработки. Тем не менее, ни градиентное спекание, ни технология MT-CVD не смогли стать универсальными решениями в борьбе с хрупкостью покрытия. Так, градиентное спекание может быть выполнено только на многокарбидных основах. Одновременно с повышением прочности градиент снижает красностойкость сплава и повышает склонность к пластической деформации. Растягивающие напряжения в поверхностном слое MT-CVD покры-

тий, хотя и ниже, чем у аналогичных полученных высокотемпературном CVD методом, но все же достигают опасной величины чреватой зарождением трещин.

Другое решение «Sandvik Coromant» связано со снижением самих напряжений. У пластин нового поколения покрытие типа $\text{TiCN-Al}_2\text{O}_3\text{-TiN}$ наносится так же, как и ранее. Но после этого передняя поверхность пластин полируется по специальной запатентованной технологии. Полировка полностью снимает слой нитрида титана и верхнюю часть слоя оксида алюминия. Удаление всего 2 – 3 мкм с верхних слоев покрытия дало возможность снизить уровень внутренних растягивающих напряжений в два раза и убрать большую часть зародышей трещин. Технология нанесения таких MT-CVD покрытий получила название Lowstresscoating. Фирма «Sandvik Coromant» начинает выпуск сменных неперетачиваемых пластин нового поколения. Пластины «Sandvik Coromant» из сплавов типа GC42__ __ имеют характерный внешний вид «черное золото» – блестящий черный цвет обнаженного слоя оксида алюминия выделяется на фоне традиционно золотистого цвета задней поверхности. Полировка открывает наиболее плотный и износостойкий слой оксида алюминия, который наилучшим способом сопротивляется диффузионному и абразивному износу, а также предохраняет основу пластины от воздействия тепла. Гладкая передняя поверхность дает преимущество при обработке вязких материалов – к ней практически не прилипает нарос. Задняя поверхность, сохранившая всю толщину покрытия, эффективно сопротивляется всем видам износа, связанным с трением. Величину этого износа очень легко контролировать, поскольку он хорошо заметен на золотистой поверхности. Главное, что новая технология нанесения износостойкого покрытия позволила улучшить свойства твердого сплава сразу по всем направлениям.

Мощным инструментом воздействия как на кинетику CVD процессов нанесения покрытий, так и свойства покрытий является плазменная поддержка PECVD [12]. Применение различных приемов возбуждения плазмы в реакционном объеме и управление ее параметрами позволяет интенсифицировать процессы роста покрытий, сдвигать их в область более низких температур, делает более

управляемыми процессы формирования заданного микрорельефа и структуры покрытия, примесного состава и других характеристик покрытия.

Наиболее эффективно применение CVD и PECVD методов для упрочнения режущего, формообразующего, вырубного, перфорационного инструмента с помощью высокопрочных металлокерамических, алмазных и др. покрытий.

Достоинства методов:

- уникальные структура и свойства ионно-конденсированных материалов (аморфные, нанокристаллические, микрослоистые структуры, сверхвысокая твердость, высокая чистота, исключительно высокая прочность сцепления с самыми различными подложками, особые физико-химические, электрофизические и др. свойства).
- экологическая чистота и широкая гамма покрытий (практически из любых элементов), в том числе Hf, Re, Cr, V, Ti, Al, B, их сплавы, тугоплавкие оксиды, карбиды, нитриды, а также металлокерамические композиции на основе тугоплавких металлов и оксидов.
- возможность варьирования скорости нанесения покрытий в широких пределах, от единиц до нескольких тысяч микрометров в час.
- самая высокая "кроющая" способность среди всех известных методов, что обеспечивает формирование однородных по толщине покрытий на поверхностях самой сложной геометрии.
- использование в комплексе плазмохимических и ионно-плазменных методов нанесения покрытий, ионного легирования, имплантации, модифицирования поверхности в сочетании с другими методами (диффузионными, электронно-лучевыми, вакуум-термическими) в еще большей мере расширяет возможности создания принципиально новых материалов и покрытий.
- К недостатком метода относятся:
- -охрупчивание покрытия в граничном слое с основой, из-за образования карбидной фазы, обедненной углеродом, толщиной 1 – 2 мкм, что является следствием обезуглероживания граничной поверхностной зоны твердых сплавов;

- -установки CVD, как правило, имеют достаточно большие габариты и высокую стоимость;
- -для предотвращения опасных выбросов газов в атмосферу используется специальная система фильтров.

При физическом осаждении (PVD) материал покрытия переходит из твердого состояния в газовую фазу в результате испарения под воздействием тепловой энергии или в результате распыления за счет кинетической энергии столкновения частиц материала. PVD – процессы проводят в вакууме или в атмосфере рабочего газа при достаточно низком давлении (около 1 Па). Это необходимо для облегчения переноса частиц от источника (мишени) к изделию (подложке) при минимальном количестве столкновений с атомами или молекулами газа. Основными факторами, определяющими качество покрытия, нанесенного методом физического осаждения, являются чистота исходных материалов и реакционного газа, а также необходимый уровень вакуума.

Разрабатываемые в последние годы физические PVD – способы позволяют получать моно- и многослойные антифрикционные и износостойкие покрытия. Физические вакуумные методы нанесения покрытий основаны на ионизации атомов молекул наносимых материалов или газов, распыляемых на упрочняемые изделия. Благодаря высокой энергии осаждающихся частиц при скорости соударения порядка 10^4 м/с, предварительной ионной очистке и активации упрочняемых поверхностей покрытия отличаются высокими адгезией к подложке и физико-механическими свойствами.

Положительным для PVD – метода является возможность одновременного напыления несколькими соединениями, так как в этом случае их перемешивание происходит в газообразном состоянии [13,14].

Наиболее распространен метод термического напыления, основанный на конденсации молекулярных и атомарных пучков материала покрытия, получаемых в результате резистивного, электронно-лучевого или лазерного нагрева [15]. Эти методы в современной литературе также называются методами осаждения из паровой фазы и методами молекулярных пучков.

Продукты испарения, состоящие из атомов, молекул и микрокапельной фазы, изотропно разлетаются над поверхностью мишени и, попадая на поверхность образца, конденсируются. Возможности метода ограничены низкими и нерегулярными энергиями конденсирующихся частиц, что в ряде случаев определяет низкую прочность сцепления конденсатов с поверхностью основы. Необходимую структуру и физико-механические свойства покрытий получают путем изменения температуры основы, скорости конденсации пара и степени вакуума.

Этими методами можно получать покрытия из металлов, неметаллов, полупроводников и других соединений. Однако низкая прочность сцепления покрытия с основой, невысокая стабильность свойств покрытия и необходимость нагрева основы до температуры не ниже $(0,3 - 0,5)T_{пл}$ покрытия ограничивает применение этих методов в машиностроении и делает их практически непригодными для получения оксидов, карбидов, нитридов и других соединений.

Наиболее широкие перспективы для получения покрытий на деталях открываются с применением вакуумных ионно-плазменных методов. Это связано с тем, что кроме термического появляются дополнительные факторы (кинетический и ионизационный), оказывающие существенное влияние на кинетику образования покрытий и позволяющие получать высококачественные покрытия из различных соединений при существенно более низких температурах порядка 450°C .

Вакуумные ионно-плазменные методы характеризуются тем, что в них в той или иной степени используется плазма. В настоящее время плазму применяют для катодного распыления материала мишени, дополнительной ионизации парового потока или получения осаждаемого материала в плазменном состоянии. Все ионно-плазменные методы удобно разделить на три группы, взяв за основу признак, из какой фазы происходит формирование покрытия (атомарной, ионной или плазменной).

По используемой фазе вещества для получения покрытий методы подразделяют на ионное распыление, ионное осаждение, плазменное напыление.

Методы ионного распыления принято подразделять в основном на методы катодного и магнетронного распыления. В методах ионного распыления мишень,

изготовленная из материала покрытия, распыляется при бомбардировке положительными ионами высокой энергии в плазме разряда вспомогательного газа.

Катодное распыление позволяет получать покрытия с прочностью сцепления гораздо более высокой, чем термические методы, а также соединения тугоплавких металлов.

Усовершенствование катодных распылительных систем позволило создать магнетронные распылительные системы [15] и на три порядка увеличить скорость роста покрытия.

Перспективным направлением является наложение магнитного поля на плазму газового разряда, перпендикулярного к электрическому. Это связано с тем, что в пересекающихся электрическом и магнитном полях электрон движется к основе не по силовым линиям электрического поля, а по участкам циклоид параллельно ей. В результате существенно возрастает время жизни электрона в плазме, а, следовательно, и число ионов газа, рожденных данным электроном в столкновениях с атомами газа. В этом случае практически все распыленные с поверхности мишени атомы достигают поверхности основы, и резко возрастает скорость роста покрытия. Кроме того, распыленные атомы практически не сталкиваются с атомами рабочего газа и поэтому не теряют свою кинетическую энергию. Кинетическая энергия конденсирующихся атомов в магнетронных распылительных системах изменяется от тепловой до 5 – 10 эВ, что ведет к дальнейшему повышению прочности сцепления покрытия с основой, а уменьшение величины электронного тока на основу приводит к уменьшению ее разогрева.

Вывод о повышении прочности сцепления покрытия с основой при увеличении энергии конденсирующихся частиц, а также возможность получения в этом случае соединений тугоплавких материалов при более низких температурах привел к созданию методов получения покрытий из ионных пучков и плазменных потоков.

Методы ионного осаждения развивались в связи с необходимостью повышения прочности сцепления покрытий, а также увеличения производительности и скорости роста покрытий, получаемых методами ионного распыления. Принципы

метода ионного осаждения были предложены Д. Мэттоксом. Сущность метода заключается в следующем.

Материал испаряется термическим методом, затем ионизируется и ускоряется по направлению к поверхности детали под действием приложенного к ней отрицательного потенциала.

Практически одной из разновидностей метода ионного осаждения является метод активированного реактивного испарения. В этом случае материал испаряется электронным лучом, а дополнительная ионизация пара проводится в специально созданной плазменной области над расплавом.

Обычно для создания этой области над расплавом помещают дополнительный анод, предназначенный для вытягивания электронов с низкой энергией, испускаемых расплавом. Правильно эти методы называть ионно-термическим осаждением, так как конденсация материала на поверхность основы происходит из атомарной и ионной фаз.

Несмотря на высокие качества покрытий, получаемых этим методом, основным их недостатком является использование достаточно громоздкого и дорогого высоковольтного оборудования для получения электронного луча, травления поверхности основы перед напылением и дополнительной ионизации парового потока.

Исследованиями в области физики вакуумных дуговых разрядов установлено, что при дуговом испарении материалов катодным пятном вакуумной дуги происходит интенсивная генерация плазменного потока, содержащего до 40 – 60% ионов металла. Из этого следует, что в данном случае можно добиться большего эффекта, используя сравнительно более простое, надежное и недорогое устройство.

Методы осаждения покрытий с помощью устройств для дугового испарения материалов получили название методов плазменного напыления в вакууме. В основе таких методов лежит сочетание двух процессов: генерации плазмы в одном из типов электрических разрядов, последующей ионизации, и ускорения продуктов плазмы к поверхности конденсации. При этом могут ускоряться либо только

ионы плазмы, либо вся квазинейтральная плазма. В первом случае имеет место метод ионного осаждения, а во втором – метод осаждения с помощью плазменных ускорителей. При осаждении плазменными ускорителями ускорение плазмы может происходить под действием силы Ампера или под действием градиента газокINETического давления. Для экстракции из плазменного потока ионов к обрабатываемому изделию прикладывают отрицательный относительно плазмы потенциал. Такой режим ускорения получил название электростатического.

В методах плазменного напыления в вакууме генерация плазмы осуществляется в основном дуговыми разрядами, которые подразделяются на разряды с холодным и горячим катодом. Дуговой разряд может возникать в парах материала катода, анода или принудительно подаваемого вещества.

Для получения покрытий плазменными ускорителями наиболее широкое применение получили так называемые «холодные» системы. Основное условие существования дугового разряда в вакууме с «холодным» катодом – это эрозия материала электродов. В зависимости от того, на каком электроде эрозия преобладает, различают две формы вакуумной дуги с «холодным» катодом.

Если процесс эрозии протекает только на катоде, реализуется катодная форма вакуумной дуги. Если и анод начинает интенсивно эродировать, причем величина его эрозии существенно превышает величину эрозии катода, реализуется анодная форма вакуумной дуги.

Катодная форма вакуумной дуги представляет собой электрический разряд, существующий исключительно в парах материала катода, поставляемых в результате эрозии из области катодных пятен. На протекание процесса генерации затрачивается 10 – 20% электрической мощности. Продукты эрозии разлетаются изотропно в пределах полусферы, содержат капельную, паровую и ионизированную фазы. Степень ионизации продуктов эрозии изменяется в пределах 15 – 80%, а средняя энергия ускоренных в микропятнах ионов – десятки электрон-вольт. Так как для катодной формы дуги существует минимальный ток, выше которого она горит устойчиво, то для стационарного режима генерации необходимо получить значения тока выше критического (10 – 120 А).

Наиболее распространенным и широко известным плазменным методом напыления является метод конденсации и ионной бомбардировки (КИБ).

Технологическая сущность КИБ состоит в плазменно-химическом синтезе вещества покрытия вблизи упрочняемой поверхности и конденсации на ней продуктов этого синтеза [16]. Процесс нанесения покрытия методом КИБ можно условно разделить на три стадии: первая – генерация плазмы одного из компонентов покрытия (металлического материала); вторая – чистка и активация покрываемой поверхности потоком этой плазмы (ионная бомбардировка) и третья – синтез с помощью газа-реагента покрытия и осаждение его на модифицируемой поверхности.

Особенностью метода КИБ является химическая активность испаряемого материала, обусловленная высокоэнергетическим электродуговым испарением материала катода, за счет которого конденсат преобразуется в ионизированный поток низкотемпературной плазмы. Степень ионизации зависит от кристаллохимической природы испаряемого металла и параметров процесса. Генерация плазмы осуществляется в вакуумной дуге с «холодным» катодом, а ионная бомбардировка – за счет приложения к ней отрицательного потенциала 1,5 – 2 кВ, ускоряющего поток ионов. Эта стадия процесса реализуется при остаточном давлении газов в камере не выше $2,66 \cdot 10^{-3}$ Па.

Степень ионизации плазмы составляет при этом около 80%. Питание дуги осуществляется от источника постоянного тока напряжением 50 – 70 В и током 80 – 140 А.

На стадии осаждения покрытия в камеру подается газ-реагент; при этом давление составляет 0,2 – 0,9 Па, а потенциал ускоряющего напряжения устанавливается в диапазоне 80 – 200 В. Толщина покрытия определяется, в основном, скоростью испарения катода, временем, в течение которого происходит осаждение покрытия и давлением в камере.

В процессе работы катод, показанный на рисунке 4, охлаждается водой.

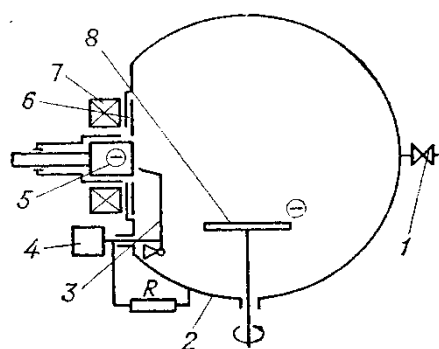


Рисунок 4. Схема нанесения покрытия методом КИБ

1-натекатель газа-реагента; 2-камера; 3-поджигающий электрод; 4-электромагнит;
5-катод; 6-экран; 7-фокусирующая катушка; 8-рабочий поворотный стол

Экран препятствует горению дугового разряда на боковой поверхности катода. Поджигающий электрод предназначен для возбуждения дуги. Подвод его к поверхности катода и отвод осуществляется электромагнитом. В нерабочем положении электромагнит обесточен, а поджигающий электрод, выполненный из молибдена, отведен от поверхности катода на 5 – 8 мм. При включении электромагнита торец поджигающего электрода касается поверхности катода. После возбуждения дуги электромагнит автоматически обесточивается, и электрод отводится от поверхности катода.

Фокусирующая катушка обеспечивает равномерное испарение материала катода за счет воздействия ее магнитного поля на перемещение катодных пятен. Эти пятна, являющиеся источниками плазменных струй, перемещаются в процессе работы устройства по круговым траекториям на зеркале катода. Изменяя величину магнитного поля катушки, устанавливают значение среднего радиуса траектории движения катодных пятен, обеспечивающего равномерное испарение материала на торце катода. Снижение силы тока, поступающего на катушку, приводит к приближению этой траектории к центру торца катода, а увеличение – к периферии. Импульс тока на электромагнит поджигающего электрода подается после достижения в камере рабочего значения вакуума. Сопротивление R служит для ограничения силы тока, который протекает через поджигающий электрод в момент возникновения дуги.

Исследования показали, что лучшие адгезионные свойства имеют покрытия, сформированные при температуре инструмента из твердого сплава $(800 \pm 100)^\circ\text{C}$. Способом КИБ обычно наносят покрытия из нитридов, например титана, хрома, молибдена, а также гетерофазные покрытия типа карбонитрида титана и нитрида титана – циркония, можно улучшать паяные и монолитные инструменты из твердого сплава, сложные в изготовлении инструменты (мелкомодульные долбяки, метчики, фасонные резцы), инструменты из быстрорежущей стали: долбяки, червячные фрезы, метчики, протяжки и др.

Все рассмотренные методы нанесения покрытий способны повысить стойкость инструмента в 1,2 – 3 раза при используемой скорости резания или дают возможность повысить скорость резания на 10 – 20%, а также обрабатывать более широкий круг труднообрабатываемых материалов (жаропрочные стали и сплавы, титановые сплавы, сплавы тугоплавких металлов) и на более интенсивных режимах резания. Толщины наносимых покрытий обычно составляют от 2 до 8 мкм. Скорости их осаждения различными методами составляют 0,2 – 1 мкм/мин.

Покрытие, наносимое на твердосплавный инструмент, обычно состоит из одного слоя, но все более широкое распространение получает практика использования многослойных покрытий. В таких покрытиях первый слой служит для улучшения адгезии основного покрытия к материалу инструмента, а последующий слой позволяет улучшить сочетание свойств материалов по коэффициенту термического расширения, стойкости к механическим и термическим ударам и т.п.

Очевидное преимущество многослойных покрытий перед однослойным по износостойкости, которая достигается комбинированием соответствующих слоев.

PVD – и CVD – методы различаются по виду внутренних напряжений в слое наносимого покрытия. При методе PVD имеют место сжимающие напряжения, а при методе CVD – растягивающие. Методы CVD менее чувствительны к качеству подготовки материала перед нанесением на него покрытия, в то время как при методе PVD материал должен подвергаться продолжительной многоступенчатой

очистке, иначе нельзя гарантировать свойства покрытия. В результате указанных различий двух методов определились их области применения.

Химический метод CVD применяется для нанесения покрытия на твердосплавные пластины, используемые в первую очередь для токарной обработки.

Физический метод нанесения покрытия PVD применяется, в основном, для фрезерного, резбонарезного инструмента, а также инструмента, используемого при обработке жаропрочных сплавов и нержавеющей сталей.

Методами CVD и PVD наносятся, в основном, нитридные и карбидные покрытия. Эти соединения из-за окисления нитридных покрытий, имеют низкую температуру эксплуатации инструмента в основном, 600-1000 °C, (таблица 16). При использовании метода CVD *можно* наносить только метастабильную модификацию оксида алюминия, а наружный слой состоит из нитрида титана, работающего при относительно низкой температуре. При удалении слоя TiN пористый оксид алюминия быстро изнашивается из-за низкой твердости. Наносить высокотемпературные покрытия целесообразно комбинированными методами, например, прилегающий к твердосплавной основе слой - методом КИБ (PVD), что обеспечивает хорошую адгезию между покрытием. Верхний слой желательно иметь из оксидов, например алюминия с послойно расположенными слоями стабильной и метастабильной модификаций. Оксид алюминия по сравнению с другими элементами, применяемыми для покрытия, является наиболее дешевым, инертным к обрабатываемому материалу, экологически безопасным, может иметь $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ модификацию стабильную до температуры 2044 °C, а также метастабильную $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ модификацию.

Метод микродугового оксидирования покрытия

Метод разработан сравнительно недавно и используется для защиты от коррозии и повышения эксплуатационных свойств легкоплавких материалов. Для покрытия инструмента до настоящего времени не применялся.

Как уже отмечалось, высокопроизводительное покрытие должно выдерживать высокую температуру и быть инертным к взаимодействию с обрабатываемым материалом. Такими свойствами обладает покрытие на основе оксида алюминия. Получение высокотемпературной модификации алюминия сопряжено с определенными трудностями. Переход из метастабильных модификаций в стабильную до 2044°C происходит при температуре 1200°C. Существующие методы покрытия ограничены по температуре до 1050°C. Температура появления жидкой фазы в твердом сплаве составляет 1280°C. Возникает проблема обеспечить температуру на контактных поверхностях не ниже 1200°C и при этом не перегреть сплав.

Решением проблемы может быть нанесение барьерного защитного слоя на инструмент и кратковременный высокотемпературный нагрев зоны нанесения покрытия.

Для этой цели необходимо применить новый метод, отвечающий этим требованиям и разработать новую технологию нанесения покрытия. Этим требованиям соответствует метод микродугового оксидирования (МДО). Поскольку нагрев инструмента не объемный, а разряд концентрируется в дискретных микрообъемах-порах, длительность его кратковременная и присутствует барьерный слой, перегрева твердого сплава не происходит. По литературным данным [17] при использовании данного метода материал разогревается на расстоянии 300 мкм от зоны воздействия разряда не более чем на 500°C.

Микродуговое оксидирование – это процесс получения покрытий на поверхности электропроводящего материала, находящегося в электролите, в высоковольтном режиме, обеспечивающем наличие локальных микрозарядов, перемещающихся по поверхности при его анодной поляризации. Кроме того, установлено, что в процессе МДО в связи с разной температурой охлаждения, полученные модификации оксида алюминия расположены послойно, внутренний и внешний слои состоят в основном из $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, а слой между ними из $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Несмотря на увеличившийся за последние десятилетия интерес к изучению и совершенствованию этого метода исследователями из разных стран мира, на сегодняшний день имеется ещё ряд существенных недостатков, препятствующих масштабному применению этого процесса в процессе производства:

- при получении микродуговых покрытий одновременно с ростом их толщины увеличивается вероятность появления локальных дефектов, снижающих как, товарный вид конечной продукции, так и высокие показатели защитных свойств самих покрытий. В связи с этим осложняется получение на алюминиевых сплавах высококачественных микродуговых покрытий толщиной более 140 мкм;
- техническое осуществление процесса МДО, как и любого другого электрохимического процесса получения защитных покрытий, невозможно без электрического контакта между материалом изделия и тоководом, а это в свою очередь, предполагает наличие «слабых», ввиду отсутствия на них защитного покрытия, мест на поверхности изделия.
- серийное производство сдерживается отсутствием разработанных условий процесса для различных материалов деталей и конструкций с защитными микродуговыми покрытиями, которые позволяют получать покрытия с высокими эксплуатационными показателями.

Процесс МДО, состоит из нескольких, последовательно протекающих, стадий[17], как показано на рисунке 5:



Рисунок 5. Стадии процесса микродугового оксидирования лёгких сплавов

На первой стадии происходит образование покрытия, характеризуемого высокой пористостью, но приводящего при этом к значительному увеличению анодного напряжения на рабочем электроде. Стадии 2 и 3 отличаются друг от друга геометрическими размерами разрядов и интенсивностью их горения, это можно увидеть на рисунке 6.

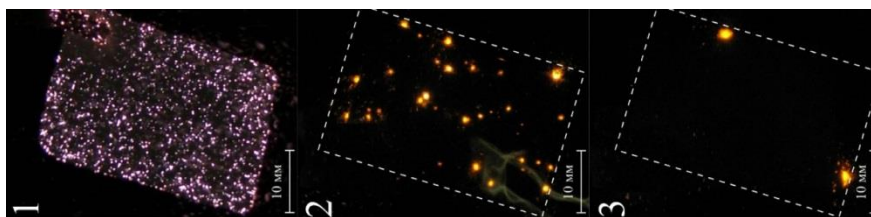


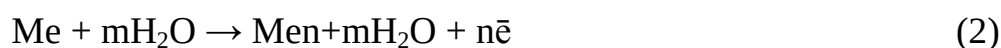
Рисунок 6. Типичные фотографии поверхности рабочего электрода во время микродугового оксидирования лёгких сплавов: 1-стадия искровых разрядов; 2-стадия микродуговых разрядов; 3-стадия дуговых разрядов

Механизмы реализации этих микродуговых разрядов и роста покрытий на стадиях 2 и 3 идентичны.

Если процесс МДО проводят при пропускании переменного тока между электродами (при $i_K/i_A=1$, где i_K и i_A – плотности токов, протекающих через обра-

зец в катодный и анодный полупериоды соответственно), то самопроизвольно напряжение становится асимметричным.

Данный переход первоначально обусловлен тем, что протекание анодных реакций:



вследствие большой эффективной энергии активации и закипания электролита в сквозных порах покрытия [15] заторможено в значительно большей степени, чем катодной:



Бурное выделение водорода при катодной поляризации рабочего электрода (образца или изделия) приводит к охлаждению оксидной плёнки и электролита, находящегося в сквозных порах.

На стадиях искровых и микродуговых разрядов дальнейшее самопроизвольное увеличение асимметричности напряжения вызвано более значительным возрастанием анодного сопротивления, чем катодного, вследствие образования парогазовой фазы в сквозных порах покрытия при анодной поляризации рабочего электрода. Образование парогазовой фазы в сквозных порах покрытия происходит вследствие анодного выделения кислорода по реакции (1) и джоулева тепла по формуле (1).

$$Q = I^2 \cdot R \cdot \tau, \quad (1)$$

где Q – количество тепла, Дж; I – ток, А; R – сопротивление электрохимических реакций и электролита в сквозных порах, Ом; τ – время, с.

При подъеме напряжения выше пробоя парогазовой фазы, между сплавом и парциальным катодом, которым являются анионы электролита, происходят диэлектрические микропробои в её слабых местах, т.е. в местах, в которых напряжение пробоя парогазовой фазы становится равным напряжению на рабочем электроде при протекании тока в анодный полупериод, как показано на рисунке 7.

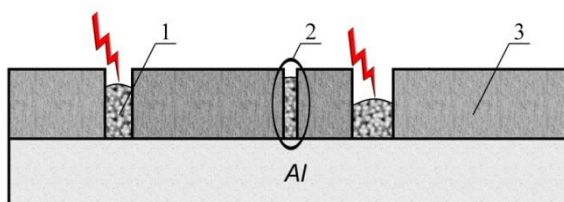


Рисунок 7. Диэлектрические пробой «слабых» мест парогазовой фазы, формирующейся в сквозных порах микродугового покрытия: 1-слабое место; 2-сквозные поры; 3-микродуговое покрытие

Наличие микродуговых пробоев на стадии искровых и микродуговых разрядов приводит к образованию плазмы с высокой (не менее 2500°C [19,20] температурой в ней.

Сотрудниками кафедры защиты металлов и технологии поверхности НИТУ «МИСиС» на основе большого числа экспериментальных данных был разработан механизм протекания процесса микродугового оксидирования (роста микродуговых покрытий) [21,22,23]. Основные положения механизма следующие:

а) рост микродугового покрытия происходит вследствие:

- экзотермического взаимодействия ювенильной поверхности металлического дна сквозных пор и испаряющихся атомов металлических компонентов сплава с окислителями плазмы (O , O_- , O_2^- , O_3^- , F_- , F и др.), что относительно длительное время поддерживает высокую температуру в канале разряда и в зоне термического влияния плазмы;
- выноса плазмы на поверхность покрытия, образования в основном оксида металлической основы, их охлаждения и затвердевания, что приводит к формированию характерной «блинчатой» морфологии поверхности;

- вхождение в состав покрытия химических соединений, в большинстве случаев оксидов, образующихся в результате термохимических преобразований слоя электролита, прилегающего к рабочему электроду (образец или изделие);
- б) площадь металлического дна «эффективных» сквозных пор, в которых существуют микроразряды, значительно меньше, чем суммарная сквозная пористость покрытия;
- в) так как рост покрытия происходит в основном по его сквозным порам, в которых существуют микродуговые разряды, то уменьшается их количество, а, следовательно, увеличивается энергия, выделяемая в остальных «эффективных» сквозных порах. Последнее является причиной того, что с увеличением длительности проведения процесса МДО при заданном электрическом режиме последовательно самопроизвольно происходит переход от стадии искровых разрядов на стадию микродуговых разрядов, а в конечном итоге, если не закончить проведение процесса МДО, процесс переходит к дуговой стадии.
- г) скорость роста микродугового покрытия на поверхности рабочего электрода на второй и третьей стадиях процесса МДО является функцией энергии, выделяющейся в каналах разрядов:

$$W_{\Xi} = \int_0^{\tau} q_{\Xi}(\tau) \cdot U_A(\tau) \cdot d\tau, \quad (2)$$

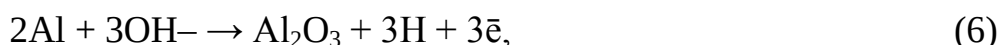
где W_{Ξ} – энергия, выделяющаяся в каналах разрядов, Дж; q_{Ξ} – количество электричества, проходящего через разряды, Кл; U_A – мгновенное значение анодного напряжения, В.

Данная энергия тем больше, чем выше не только заданная плотность анодного тока или напряжение, но и количество «эффективных» сквозных пор.

Исчезновение, возникновение и функционирование микродуговых разрядов на различных участках поверхности рабочего электрода в анодный полупериод протекания тока, происходит вследствие того, что:

- напряжение пробоя парогазовой фазы, формирующейся над вынесенной на локальный участок поверхности покрытия плазмой (температура не менее 2500°C), больше, чем анодное напряжение;
- микропробои возникают в других «эффективных» сквозных порах;
- первоначальное возникновение искровых, а впоследствии микродуговых разрядов происходит на тех участках поверхности электрода, где наибольшая плотность тока, проходящего между электродами.

Е.Е. Аверьянов разработал (1977 – 1988 гг.) близкий по механизму к микродуговому оксидированию лёгких сплавов метод получения покрытий – плазменно-электролитическое анодирование (ПЭА) алюминиевых сплавов. Сущность этого способа заключается в следующем: один электрод помещают в электролит на небольшую глубину (как правило, 2 – 15 мм), а второй – располагают над электролитом. Между электродами зажигают электрический разряд, задавая достаточное для этого постоянное напряжение. На аноде, вне зависимости от его расположения (в электролите или над его поверхностью), происходит рост покрытия вследствие протекания реакций окисления:



Процесс микродугового оксидирования в отличие от ПЭА проводят при пропускании переменного, а не постоянного тока. Последнее связано с тем, что скорость роста микродугового покрытия на алюминии и сплавах на его основе, как и его предельная толщина - максимально возможная толщина без локальных дефектов в покрытии – больше при пропускании переменного, а не постоянного тока при прочих одинаковых условиях проведения процесса МДО. Этот процесс имеет большой ряд преимуществ перед другими, широко применяемыми в промышленности методами: анодированием, электрофорезом, плазменным и газопламенным напылением и другие.

Основные преимущества метода МДО:

- возможность получения покрытий с более высокими показателями их функциональных свойств (твёрдость, износостойкость, адгезия к металлической основе, сопротивление усталости, противокоррозионная защитная способность);
- минимизация производственных площадей и сокращение времени технологического процесса, поскольку не требуется предварительная подготовка поверхности деталей и конструкций [18];
- высокая экологическая чистота процесса.

К сожалению, процесс микродугового оксидирования, несмотря на свои очевидные преимущества перед другими методами получения защитных покрытий на поверхности лёгких сплавов, не нашёл широкое промышленное применение. Последнее связано с высокой энергоёмкостью этого процесса, в частности при получении толстых (более 140 мкм) твёрдых и износостойких покрытий на поверхности изделий из алюминиевых сплавов, так как процесс проводят при относительно больших анодных напряжениях (как правило, от 220 до 750 В) и плотностях тока (как правило, от 8 до 40 А/дм²).

В отличие от защитных покрытий на поверхности деталей из лёгких сплавов, покрытие на режущем инструменте имеет ряд отличительных особенностей, связанных с его эксплуатацией:

- инструмент работает в жестких условиях. Действующие напряжения на режущей кромке достигают 250 – 300 МПа, а температура в зоне контакта 900 – 1100°C;
- процесс резания характеризуется ярко выраженной нестационарностью: изменением термосиловых характеристик и вибрации инструмента по длине обрабатываемой поверхности и другое;
- на остаточные напряжения в покрытии накладываются напряжения возникающие в процессе обработки.

В результате указанных условий износостойкие покрытия выходят из строя из-за сколов. Поэтому их толщина не должна превышать 3 – 20 мкм.

Данные ограничения позволяют значительно снизить время нанесения покрытия, а, следовательно, устранить главный недостаток метода МДО – значительно снизить высокую энергоемкость процесса. Кроме того, уменьшается вероятность появления локальных дефектов в нанесенном покрытии за счет его в несколько раз меньшей толщины. Режущие пластины имеют небольшие габариты и геометрически правильную форму, что сводит к минимуму образование «слабых» (с отсутствием покрытия) мест на их поверхности.

До настоящего времени процесс МДО не использовался для нанесения покрытий на режущий инструмент.

1.2 Методы нанесения алюминиевого покрытия на твердосплавные пластины

Для того, чтобы произвести операцию оксидирования методом МДО на поверхность режущей пластины необходимо нанести алюминиевое покрытие.

Нанесение алюминия производится известными способами [24-28]. Рассмотрим особенности некоторых из них. При плакировании по односторонней схеме деформируют только алюминий, который перед прокаткой нагревают до 350 – 450°С и накатывают затем на холодную сталь, если она нержавеющая, или нагретую до 170 – 200°С, если сталь углеродистая. Плакирование обеспечивает высокую коррозионно-защитную способность и достаточную пластичность: биметалл можно гнуть и штамповать.

Покрытия из порошковых материалов, получаемые металлизацией, электрофоретическим, электростатическим и детонационным методами имеют высокие коррозионно-защитные свойства – 1-й балл (высший) коррозионной стойкости по десятибалльной шкале – в двухфазных средах углеводород-электролит, содержащих сероводород и ионы хлора, в которых коррозионная стойкость углеродистой стали характеризуется 8 – 9 баллами. Для увеличения прочности сцепления покрытия с основой при электростатическом методе прокатку с обжатием основного металла (3 – 8%) проводят в два приема с промежуточным нагревом для

дегазации и окончательной термообработкой при температуре 500°C, в течение 1 ч. При электрофоретическом методе уменьшение пористости и увеличение адгезии покрытия к основе обеспечивается нанесением порошка алюминия, содержащего на поверхности адсорбированные углеводороды, углерод (0,045 атомных долей, %) которые при дальнейшем термохимическом уплотнении разрушает оксидную пленку на алюминии. Для уменьшения пористости проводят последующую обработку давлением прокаткой или гидростатическим обжатием. При толщине 40 – 50 мкм покрытие становится практически беспористым при давлении 200 МПа. При импульсном обжатии взрывом порошкового покрытия, нанесенного электростатическим или электрофоретическим методом, образуется диффузионная переходная зона, содержащая Fe, O и Al толщиной несколько микрометров, которая после термообработки образует стабильную структуру. Оптимальная температура спекания при термохимическом уплотнении составляет 700°C. При этом необходимое условие высокой прочности сцепления – наличие на поверхности стали оксида типа $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$, который образует переходный слой FeAl_2O_4 . Легирование кремнием уменьшает диффузию алюминия в сталь и, соответственно, количество интерметаллида в переходной зоне, в результате увеличивается прочность сцепления поверхностного слоя с основой. Для этих покрытий толщина 15 – 20 мкм обеспечивает полную защиту основного металла от проникновения водорода. Недостатком этих методов является неравномерное нанесение алюминия, особенно на сложнопрофильную поверхность. Покрытия из расплава являются по существу диффузионными, поскольку на поверхности сразу образуются твердые растворы в результате взаимного растворения алюминия и железа. Окончательно алюминиевое покрытие состоит из диффузионного переходного слоя, который прилегает непосредственно к стали, и наружной зоны с высоким содержанием алюминия. Переходный слой имеет высокую твердость и очень хрупок, что значительно ухудшает механические свойства покрытия. Для того чтобы покрытие могло деформироваться, его толщина должна быть меньше 5 – 7 мкм. Оптимальная температура ванны составляет 700 – 780°C. Для уменьшения количества интерметаллидов системы Fe – Al и их твердости в ванну вводятся добавки кремния,

меди, бериллия (2 – 6 атомных долей, % кремния делают листы с алюминиевым покрытием деформируемыми, уменьшая микротвердость переходного слоя с 9 до 3,4 ГПа). Толщина таких покрытий составляет около 25 мкм, и они обладают высокой коррозионно-защитной способностью. Добавка 0,5 атомных долей, % Mn и 15 атомных долей, % Ti позволяет снизить температуру ванны металла [29-33].

Характерная особенность газопламенных алюминиевых покрытий – наличие пор размером 2 – 20 мкм. Минимальная толщина таких покрытий без видимых на просвет пор составляет 0,22 мм. Следствие высокой пористости – низкая работоспособность этих покрытий в агрессивных средах. Из-за окисления частиц порошка и их деформированной структуры покрытия получают относительно твердыми и хрупкими.

Широко распространены диффузионные алюминиевые покрытия, особенно из порошковых смесей. Основная составляющая диффузионного слоя – интерметаллид Fe_2Al_5 . Для повышения износостойкости и жаростойкости, кроме алитирования, применяются боро-, хромо- и титано-алитирование. Алитирование в тлеющем разряде в 11 – 14 раз производительнее обычного термодиффузионного алитирования.

Хорошими свойствами (пластичностью, прочностью сцепления, низкой пористостью) обладают алюминиевые покрытия, напыленные в вакууме. Такие покрытия являются практически беспористыми при толщине 12 – 15 мкм и не изменяют механических свойств основы. Подготовка поверхности подложки обычно необходима, но если ее нагревать выше 320°C, то надобность предварительной подготовки отпадает, причем нагрев рекомендуется вести электроннолучевым способом. Для увеличения износостойкости поверхность алюминиевого покрытия можно дополнительно напылить оксидом кремния.

Гальванические алюминиевые покрытия из водных растворов солей не осаждаются, их получают из расплава или органических жидкостей. Для нанесения алюминиевых покрытий из газовой фазы применяют триизобутил, диэтилгидридалюминий, хлорид алюминия и др. Эти покрытия обладают довольно высокими характеристиками.

Рассмотренные выше способы, тем не менее, имеют существенные указанные недостатки, затрудняющие их использование для реализации поставленной цели.

Другим способом нанесения алюминия является газотермическое и прежде всего плазменное напыление. Этим способом можно получать покрытия из указанных компонентов, как послойным их напылением, так и из смеси соответствующих порошков.

При плазменном напылении плазмообразующий газ пропускается через электрическую дугу, в результате из сопла истекает струя плазмы. Напыляемый материал вводится в плазменную струю в виде порошка, плавится в ней и с высокой скоростью направляется к напыляемой поверхности. В качестве плазмообразующего газа используются обычно аргон или азот. Наиболее эффективна водородсодержащая плазма, но водород активен и используется только в качестве добавки (5 – 10 атомных долей, %). Преимущества метода плазменного напыления – простота, относительная дешевизна, возможность покрывать крупные конструкции достаточно толстыми покрытиями удовлетворительного качества и наносить покрытия из тугоплавких материалов.

К недостаткам плазменных покрытий можно отнести сложную чешуйчатую структуру, высокий уровень остаточных напряжений из-за значительной деформации и быстрой кристаллизации напыляемых частиц на холодной подложке. Слоистость придает покрытиям, напыленным плазмой, эластичность. Толщина покрытий, получаемых плазменным напылением, может варьироваться от 15 мкм до нескольких миллиметров, однако покрытия с толщиной более 0,5 – 1 мм из-за высокого уровня внутренних напряжений склонны к отслаиванию. Пористость таких покрытий находится в пределах от 2 до 15%, их прочность сцепления с основой составляет 10 – 60 МПа.

Для повышения прочности сцепления напыляемая поверхность детали предварительно готовится – подвергается обезжириванию и абразивно – струйной обработке непосредственно перед нанесением покрытия. Для уменьшения окисления и загазованности покрытий используют напыление в защитных камерах с

контролируемой атмосферой и в так называемом динамическом вакууме, либо применяют защитные сопловые насадки. Для уменьшения пористости покрытий их подвергают термообработке, пропитке с термообработкой, а также оплавлению нанесенного слоя.

Наиболее приемлемым методом для нанесения на мелкогазмерные детали сложной формы является метод КИБ. Метод является наиболее производительным, относительно недорогим и обеспечивает малую пористость и хорошее сцепление полученных покрытий с основой. Позволяет варьировать толщину покрытий от 1 до 120 мкм.

1.3 Краткие выводы, цели и задачи исследования

В результате анализа литературных данных было установлено, что:

- Наиболее подходящим методом получения барьерного слоя и нанесения алюминия на твердосплавные пластины является метод КИБ. Этот метод позволяет изменять параметры процесса в широких пределах, также является довольно простым и экономичным по сравнению с остальными;
- проведение предварительной обработки для получения барьерного слоя является обязательной стадией процесса нанесения алюминиевого покрытия, так как обеспечивает не только хорошую адгезию между покрытием и основой, но и исключает нежелательное воздействие кобальтовой фазы с получаемым покрытием;
- в связи с высокой температурой 1200°C фазового перехода метастабильных модификаций Al_2O_3 в $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ модификацию (корунд), для получения оксидно-нитридных покрытий целесообразно использовать метод МДО, который в отличие от других методов покрытия инструмента, позволяет проводить процесс при температуре более 1200°C и не перегревать твердосплавную основу.

Целью данной работы является создание многослойного оксидно-нитридного покрытия, обеспечивающего работоспособность инструмента при высокой температуре эксплуатации (более $1100\text{-}1200^{\circ}\text{C}$).

Для решения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Изучить взаимодействие алюминия, нанесенного методом PVD с поверхностным слоем твердого сплава основы.
2. Проанализировать возможности методов покрытия инструмента и определить метод, позволяющий получить оксид алюминия $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ при температуре 1200- 1400⁰С, не перегревая основу.
3. Исследовать закономерности преобразования алюминия в оксид алюминия, имеющий слои со стабильной $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ с низкой теплопроводностью.
4. Определить режимы оксидирования для получения слоев заданных размеров и модификаций Al_2O_3 . Исследовать состав, физико-механические и эксплуатационные свойства разработанного оксидно-нитридного покрытия в лабораторных и производственных условиях.

2 Методика проведения экспериментальных исследований

2.1 Материалы и оборудование, используемое в исследованиях

В настоящее время российская промышленность выпускает инструмент из более 60 марок твердого сплава, то есть более 20 на каждую из групп применения Р, М, К по ISO.

Однако сплав, применяемый как основа для нанесения покрытия, должен обладать определенным комплексом физико-механических свойств, определяющих жесткость и способность основы сопротивляться упругим и пластическим деформациям, с целью увеличения трещиностойкости покрытия.

Поэтому, основа для покрытия должна разрабатываться с оптимальными свойствами или выбираться из применяемых марок твердого сплава.

Свойства сплавов [29] приведены в таблице 2.

Таблица 2. Свойства твердых сплавов

Марка сплава	Плотность ρ , г/см ³	$\sigma_{из}$, МПа	Твердость, HRA	Модуль упругости, ГПа	Коэффициент теплопроводности Вт/(м град)	Коэффициент термического расширения, 10^6 K^{-1}
ВК 6	14,6 – 15,0	1519	88,5	630	63,0	4,9
ВК8	14,4 – 14,8	1666	88,0	590	50,0	5,1
ВК10ОМ	14,3 – 14,7	1470	88,5	485	54,0	5,4
Т14К8	11,2 – 11,6	1274	89,5	520	16,7	6,0
Т5К10	12,4 – 13,1	1421	88,5	550	20,9	5,5
ТТ10К8Б	13,5 – 13,8	1617	89,0	490	16,7	5,2
МС146	13,0 – 13,3	1800	90,5	540	30,0	5,6

В качестве модельного, применялся твердый сплав марки ТТ10К8Б. Группа применения сплава Р30. При нанесении покрытия пластины из указанной марки сплава в качестве основы, можно использовать при получистовой и черновой обработке сталей.

В таблице 3 приведены физико-механические свойства соединений [30], которые можно применять в качестве покрытия.

Таблица 3. Физико-механические свойства соединений с различным типом химической связи

Соединение	Плотность, г/см ³	Температура плавления, °С	Твердость по Виккерсу, ГПа	Модуль Юнга, ГПа	Коэффициент термического расширения, 10 ⁶ К ⁻¹
Материалы с металлической связью					
TiB ₂	4,5	3225	30	560	7,8
TiC	4,93	3067	28	470	8,0 – 8,6
TiN	5,4	2950	22	590	9,4
ZrB ₂	6,11	3245	23	540	5,9
ZrC	6,63	3445	25,6	400	7,0 – 7,4
ZrN	7,32	2982	16	510	7,2
VC	5,41	2648	29	430	7,3
VN	6,11	2177	15,6	460	9,2
NbB ₂	6,98	3036	26	630	8,0
NbC	7,78	3613	18	580	7,2
TaB ₂	15,58	3037	21	680	8,2
TaC	14,48	3985	15,5	560	7,1
CrB ₂	5,58	2188	22,5	540	10,5
CrN	6,12	1050	11	400	(2,3)
Mo ₂ C	9,18	2517	16,6	540	7,8 – 9,3
W ₂ B ₅	13,03	2365	27	770	7,8
WC	15,72	2776	23,5	720	3,8 – 3,9
Материалы с ковалентной связью					
B ₂ C	2,52	2450	30 – 40	441	4,5 (5,6)
BN (куб)	3,48	2730	50	660	-
C (алмаз)	3,52	3800	80	910	1,0
B	2,34	2100	27	490	8,3
SiC	3,22	2760 (разл)	26	480	5,3
SiB ₆	2,43	1900	23	330	5,4
Si ₃ N ₄	3,19	1900	172	210	2,5
AlN	3,26	2250 (разл)	123	350	5,7
Материалы с ионной связью					
Al ₂ O ₃	3,98	2047	21	400	8,4
Al ₂ TiO ₅	3,68	1894	-	13	0,8
TiO ₂	4,25	1867	11	205	9,0
ZrO ₂	5,76	2677	12	190	11 (7,6)
HfO ₂	10,2	2900	78	-	6,5
ThO ₂	10,0	3300	95	240	9,3
BeO	3,03	2550	15	390	9,0
MgO	3,77	2827	75	320	13,0

К пластинам с износостойкими покрытиями предъявляется ряд повышенных требований при их изготовлении и эксплуатации. Одним из условий успешного использования пластин является высокая адгезия между покрытием и основой. Для большего согласования характеристик сплава основы и покрытия используют переходный слой покрытия. В нашем случае переходный слой выполняет функции барьерного слоя. Степень адгезии, при одинаковых режимах нанесения покрытия, определяется структурными дефектами границы раздела «покрытие – основа» и остаточными напряжениями. К дефектам структуры относятся поры, включения инородных элементов, структурная неоднородность, макро- и микротрещины, загрязнения поверхности основы, а также наличие η -фазы между покрытием и основой.

Остаточные напряжения могут приводить не только к снижению адгезии, но и ухудшению свойств покрытия – формированию микротрещин, приводящих к сколам и разрушению покрытия. На величину напряжений значительное влияние оказывает физико-механические свойства основы: модуль упругости (E), коэффициент Пуассона и линейного расширения, определяющие жесткость основы и ее способность сопротивляться упругим и пластическим деформациям, т.к. при уменьшении радиуса прогиба основы напряжения в покрытии снижаются.

В реальных условиях механообработки на остаточные напряжения, полученные при нанесении покрытия, накладываются напряжения, действующие в процессе стружкообразования. Особенно опасны для инструмента с покрытием термоциклические и знакопеременные напряжения, возникающие при прерывистых условиях обработки.

Снижение термонапряжений в покрытии может быть достигнуто при росте теплопроводности покрытия и основы, снижения толщины покрытия. Уменьшение толщины покрытия повышает также сопротивление хрупкому разрушению при пластическом и упругом деформировании режущей части инструмента. С ростом толщины снижаются локальные остаточные напряжения в покрытии [3], увеличивается износостойкость режущего клина инструмента. Одновременно снижается прочность сцепления основы с покрытием, увеличивается число де-

фектов в покрытии в виде пор, трещин, вакансий, приводящих к падению сопротивления разрушению, особенно при циклических знакопеременных нагрузках.

Таким образом, эффективность работы инструмента, оснащенного пластинами с износостойким покрытием, зависит не только от износостойкости покрытия, но и от прочностных характеристик композита: «покрытие – основа», а также от действующих напряжений. В таблице 4 показано влияние толщины и состава покрытия на трещиностойкость [31].

Таблица 4. Влияние состава и толщины покрытия на коэффициент трещиностойкости

Покрытие	Толщина покрытия h_n , мкм	Инструментальная основа	Коэффициент трещиностойкости $K_{тр}$
TiN	3	BK6OM	$0,62 \pm 0,018$
	6		$0,78 \pm 0,016$
	3	MK8	$0,63 \pm 0,019$
	6		$0,77 \pm 0,019$
TiCN	6	BK6OM	$0,67 \pm 0,013$
(Ti,Zr)N	3	BK6OM	$0,42 \pm 0,011$
	5		$0,45 \pm 0,012$
	7		$0,47 \pm 0,012$
	3	MK8	$0,43 \pm 0,012$
	6		$0,44 \pm 0,011$
	8		$0,47 \pm 0,014$
(Ti,Mo)N	6	MK8	$0,76 \pm 0,016$
(Ti,Al)N	6	T5K10	$0,65 \pm 0,014$
(Ti,Fe)N	6		$0,70 \pm 0,014$

Как известно, теплофизические характеристики соединений могут изменяться в зависимости от условий эксплуатации и структуры металлов.

В таблице 5 приведены данные изменения теплофизических характеристик оксида алюминия (корунда) в зависимости от температуры.

Таблица 5. Теплофизические характеристики оксида алюминия (корунда)

Огнеупор	Теплопроводность, Вт/м·К			Теплоемкость, кДж/кг·К			Температуропроводность, м ² /с			Плотность, г/см ³
	Т, °С	20	500	1000	20	500	1000	20	500	
корунд	29,1	10,0	5,82	0,83	1,0	1,08	9,2	2,74	1,42	3,8

Теплофизические свойства в зависимости от пористости покрытия, приведены в таблице 6.

Таблица 6. Свойства некоторых оксидных напыленных покрытий

Материал покрытия	Пористость, %	Объемная масса, 10 ⁻⁴ Н/м ³	Средний коэффициент расширения $\alpha \cdot 10^7$, °С ⁻¹	Модуль упругости Е, ГПа	Предел прочности при изгибе, $\sigma_{из}$, ГПа	Микротвердость, ГПа	Коэффициент теплопроводности λ при 773 К в аргоне (р=40кПа), Вт/м·К	Температура плавления, °С
Al ₂ O ₃	5,0	3,04	77,0	30,4	1,47	10,7	0,27	2050
ZrO ₂ (стаб.)	12,0	4,87	98,5	51,9	0,85	6,6	0,17	2500
TiO ₂	10,0	3,14	89,5	35,3	0,9	4,5	0,325	1830
CeO ₂	6,5	5,78	105,6	18,6	0,5	3,0	-	2600
Cr ₂ O ₃	5,5	4,12	67,1	70,6	0,66	5,8	0,65	2275
NiO	9,0	5,19	102,4	64,7	1,13	4,3	-	1990
ZrSiO ₄	8,0	3,37	42,0	20,6	1,05	4,5	0,24	1675
MgAl ₂ O ₄	9,5	2,95	83,5	21,6	0,47	6,0	0,19	2135
Mg ₂ SiO ₄	5,0	2,61	88,6	27,9	-	6,4	-	1860
FeTiO ₃	7,0	3,45	143,8	30,4	0,82	3,1	-	1440

Теплопроводность представляет собой суммарный эффект переноса тепла в пористом теле за счет проводимости твердой фазы, проводимости газа в порах, конвекции газа в порах и излучения через поры. Теплопроводность твердой фазы пористого материала составляет значительную долю его суммарной теплопроводности. Для большинства твердых плотных тел характерно увеличение теплопроводности с повышением температуры. Однако теплопроводность материалов на

основе Al_2O_3 , BeO , MgO и некоторых других окислов с увеличением температуры понижается. Пористость материала в сильной степени влияет на его теплопроводность, поскольку воздушные прослойки являются эффективным барьером на пути теплового потока. При низких температурах наблюдается почти прямо пропорциональная зависимость теплопроводности от кажущейся плотности материала. Поэтому повышение пористости является наиболее радикальным средством снижения теплопроводности. При высоких температурах на теплопроводность оказывает влияние и размер пор. Это связано с увеличением значения теплопередачи конвекционными токами и радиацией. В связи с этим при высоких температурах лучшими теплоизоляционными свойствами обладают материалы с мелкими порами. Кроме пористости и размера пор на теплопроводность влияет характер структуры материала (таблица 6). Так, при прочих равных условиях теплопроводность выше у материалов, имеющих каркас с непрерывной твердой фазой. Материалы, полученные способом выгорающих добавок вследствие рыхлого строения, наличия микротрещин. Большое влияние на теплопроводность пористых материалов оказывает газовая фаза, заполняющая поры. Это имеет важное практическое значение, поскольку в высокотемпературных печах используют различные защитные среды (азот, водород, аргон, гелий). Установлено, что влияние азота на теплопроводность равноценно влиянию воздуха, аргон несколько снижает теплопроводность, водород и гелий увеличивают ее и ухудшают теплоизоляционные свойства пористой керамики. С увеличением степени разрежения в порах теплопроводность материала снижается вследствие уменьшения проводимости газа и составляющей, характеризующей теплопередачу через газовую прослойку. Температурный коэффициент линейного расширения пористых материалов зависит от природы материалов и не зависит от их пористости.

Термическая стойкость пористых материалов находится в довольно сложной зависимости от многих свойств материала – температурного коэффициента линейного расширения, теплопроводности, характера структуры, механической прочности, модуля упругости, размера и формы испытуемого образца материала, а также от температуры нагревания, метода охлаждения и других условий испы-

тания. Так как взаимосвязь термической стойкости пористых материалов с вышеуказанными факторами довольно сложна, до настоящего времени нет единой стандартной методики определения их термической стойкости.

Чем выше температурный коэффициент линейного расширения и чем ниже теплопроводность, тем больших значений достигают внутренние напряжения при нагревании или охлаждении материала и, следовательно, тем ниже термическая стойкость материала. При прочих равных условиях увеличение пористости материала неизменно приводит к снижению его термической стойкости, так как при одинаковом значении коэффициента линейного расширения с увеличением пористости снижаются теплопроводность и прочность материала.

Из приведенных данных следует, что марку основы и покрытия необходимо выбирать исходя из их состояния и условий эксплуатации.

Свойства нитридов и оксидов тугоплавких соединений для покрытия в интервале температур 500 – 1000°C приведены в таблице 7. [29,32-36]

Таблица 7. Свойства нитридов и оксидов тугоплавких соединений для покрытия в интервале температур 500 – 1000°C

Материал	Плотность ρ , г/см ³	Твердость, ГПа	$T_{пл}$, °C	Теплопроводность при температуре 500 – 1200°C, Вт/м·K	Теплоемкость, C_p , Дж/моль·K	Коэффициент линейного расширения $10^{-6} K^{-1}$	Модуль упругости E , ГПа	Температуропроводность, $10^{-6} m^2/s$
AlN	3,12	12	2430	10,5	72	5,64	280	26
α -Al ₂ O ₃	3,99	21	2044	5,82	79	7,2 – 8,6	360	-
γ -Al ₂ O ₃	3,04	10,7	-	0,27	-	7,7	304	-
TiN	5,44	21	2930	9,0	46	9,4	256	-
TiC	4,93	32	3140	6,8	-	8,4	313	-
CrN	5,8	10,8	1770	32,0	53	6,6	320	-
TiAlN	-	34	-	36,0	-	-	350	14
AlTiN	-	32	-	45,0	-	-	-	16
TiZrN	-	41,9	-	-	-	-	379	-
ZrN	7,3	16	2955	9,0	45	7,2	510	-

В последнее время наибольшее внимание уделяется покрытиям на основе соединений алюминия, это в основном нитриды и сложные оксинитриды. Наиболее эффективным является покрытие, в состав которого входит оксид алюминия. Данное покрытие приближается по свойствам к сверхтвердым материалам, но имеет более широкую область применения, от обработки конструкционных материалов до спечсплавов.

При помощи современных физических методов невозможно получить высокотемпературную модификацию Al_2O_3 в связи с тем, что максимальная температура нанесения покрытия известными методами не достигает необходимой - $1200^{\circ}C$.

В качестве обрабатываемых материалов использовались марки из групп по квалификации Гуревича Я.Л.

Свойства некоторых обрабатываемых материалов приведены в таблице 8.

Таблица 8. Физико-механические характеристики обрабатываемых материалов

Обрабатываемый материал	Сопротивление материала пластическому сдвигу τ_p , Па	Температуропроводность, $10^6 \text{ м}^2/\text{с}$	Удельная объемная теплоемкость C_p , $\text{Дж}/\text{м}^3 \cdot \text{К}$	Теплопроводность λ , $\text{Вт}/\text{м} \cdot \text{К}$
Ст3	460	8,27	4,93	40,8
10	460	13,99	4,52	63,3
20	525	7,7	5,154	40
40	560	7,604	5,07	38,55
45	410	8	5,02	40,2
20X	520	9	5,02	45,25
40X	470	8,35	5,02	41,9
X18H9T	330	4,71	4,52	41,3
Д16Т	390	5,3	2,282	121,4
14X17H2Т	280	6,8	3,734	25,35
30ХГСА	475	6,99	5,15	36
13Х12НВМФА (ЭИ961)	478	6,25	4,26	26,6
ЭИ617	900	3,6	4,63	16,76
X23H18 (ЭИ417)	765	8,38	4,24	35,6
ХН62ВМКЮ (ЭИ876)	900	3,66	4,75	17,3

ХН77ТЮР (ЭИ437БУВД)	774	4,1	4,76	19,5
ХН73МБТЮ (ЭИ698ВД)	800	3,59	4,49	16,1
ВЖ102	400	5,44	3,4	18,5
ЖС6КПА	795	3,56	4,44	15,8
ЭП99	439	3,7	4,3	15,9
ЭП109ВД	780	3,32	4,49	14,9
ВТ3-1	470	4,9	3,74	13,45
ВТ5-1	330	4,72	2,7	12,75
ВТ9	350	6,65	2,457	16,3
ВТ10	421	4,1	2,77	11,35
ВТ20	405	4,68	2,82	13,2

Для ускоренного исследования режущих свойств, сокращения трудоемкости и металлоемкости, в работе применялся стенд технологической диагностики, имеющий следующие характеристики:

- полоса рабочих частот – 20кГц – 2,0 МГц;
- коэффициент усиления – 10^5 ;
- уровень собственных шумов, приведенных по входу – 5мкВ;
- частоты среза фильтров – 60, 80, 200, 500 кГц;
- крутизна спада характеристик фильтров – 60 ДБ;
- диапазон регулировки постоянной величины интегрирования детектора – 0,01 – 3 с;
- выходное напряжение среднеквадратичного детектора – 1,0 В.

Приемная аппаратура стенда обеспечивает выделение слабого высокочастотного сигнала АЭ на фоне акустических и электромагнитных помех. Преобразователь акустических колебаний в электромагнитные выполнен на базе пьезокерамического датчика.

Рабочий диапазон аппаратуры выбирается из условий гарантированной помехозащищенности полезного сигнала от низкочастотных помех, возникающих при работе станка. Нижний предел выбирается не ниже 60 кГц.

На рисунке 8 показан общий вид измерительного стенда.



Рисунок 8. Измерительный стенд

Пьезоэлектрический датчик крепится на резце, по возможности ближе к зоне резания для снижения затухания полезного сигнала. Его положение и усилие зажима не изменяется до конца экспериментов.

2.2 Методика определения физико-механических свойств, структуры твердых сплавов и покрытия

2.2.1 Методика определения толщины покрытий токовихревым методом

Измерение толщины полученных покрытий проводили при помощи толщиномера Elcometer 456. Принцип работы толщиномера основан на токовихревом методе контроля. Он генерирует внешнее электромагнитное поле, которое наводит вихревые токи в объекте контроля. Анализируя взаимодействие внешнего наведенного поля с различными материалами, прибор выдает информацию о толщине покрытия. Характеристики прибора: область измерений от 0,1 до 1500 мкм; точность 0,05. Перед измерением толщины микродугового покрытия толщиномер калибровали, используя материал подложки и соответствующие эталоны. Проводили не менее 20 замеров толщины покрытия на различных участках поверхности образца. Прибор автоматически определял среднее значение и отклонение от него на этих участках.

2.2.2 Методика рентгенофазового анализа

Метод РФА[37] основан на дифракции рентгеновских лучей, проходящих сквозь кристаллические вещества. Рентгеновские лучи, проходя сквозь вещество, воздействуют на электроны его атомов. Одна из форм такого взаимодействия – сообщение электронам колебательного движения. Частота вынужденных колебаний равна частоте колебаний электромагнитного поля первичных рентгеновских лучей. Колеблющийся электрон испускает в пространство электромагнитные волны, частота которых совпадает с частотой его колебаний и, следовательно, с частотой вызывавших эти колебания рентгеновских лучей. В результате происходит рассеяние этих лучей. Лучи, рассеянные электронами различных атомов кристалла, интерферируют между собой. Интерференция лучей, рассеянных электронами атомов кристаллического вещества, подчиняется закономерностям, связанным с особенностями строения кристаллов. Так как межуатомные расстояния в кристалле – величины того же порядка, что и длины волн рентгеновских лучей, кристалл является для этих лучей своеобразной трехмерной дифракционной решеткой.

Каждое кристаллическое вещество характеризуется своей решеткой, определенным химическим составом и определенным распределением атомов по элементарной ячейке решетки. Геометрия решетки определяет собой набор межплоскостных расстояний, а индивидуальность и распределение атомов – интенсивность дифрагированных лучей.

Дифракционная картина служит своеобразным «паспортом» химического соединения. Смесь нескольких индивидуальных химических соединений дает рентгенограмму, представляющую собой наложение дифракционных эффектов, характеризующих отдельные фазы. Анализируя полученную дифракционную картину, можно определить фазовый состав вещества.

Фазовый состав образцов изучали на рентгеновской установке ДРОН-3М с сцинтилляционным счетчиком и автоматической записью рефлексов отражения и их интенсивности. Съемку проводили на K_{α} излучения меди с применением гра-

фитового монохроматора для ослабления β -излучения этой серии. Дифрактограммы регистрировались в дискретном режиме с отметкой углового интервала через 0,1 градус. Точность отсчета углов по шкале ГУРа составляет $\pm 0,005^\circ$. Рентгеновский дифрактометр состоит из: источника высокого напряжения, кожуха с рентгеновской трубкой, гониометра, счетчика, измерительной стойки, стойки с самописцем и цифropечатающим устройством.

Главным недостатком РФА является малая чувствительность. Фазовые составляющие смеси, содержащиеся в количестве меньшем, чем 0,5 – 1 массовых долей %, как правило, выявить не удастся.

Идентификация фазового состава проводилась с помощью банка данных (эталонных) картотеки ASTM (картотека американского общества испытания материалов).

Геометрическая схема дифрактометра представлена на рисунке 9.

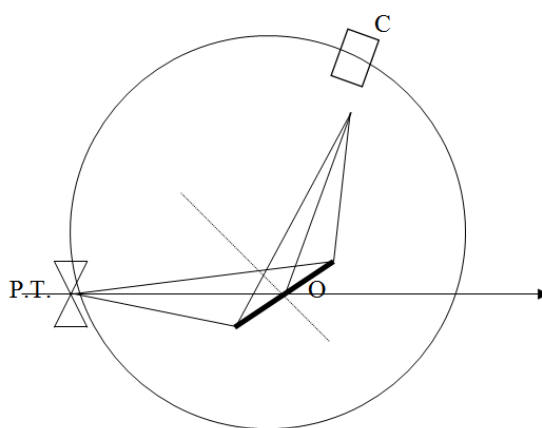


Рисунок 9. Геометрическая схема дифрактометра: P.T. – рентгеновская трубка; C – счетчик; O – держатель образца

2.2.3 Методика определения толщины покрытия

Определение толщины покрытия производилось на установке Микрон 2 по методу “шар–шлиф”. Установка состоит из обоймы, в которой крепится твердосплавный шарик, ременного привода, электродвигателя и кассеты для крепления

образца. На шарик наносится слой алмазной пасты типа АСК 5/3. Установка также комплектуется оптическим микроскопом типа МБС-9 для определения размеров следа от вращающегося шарика. При трении шарика о поверхность основы с покрытием формируется лунка. Схема представлена на рисунке 10.

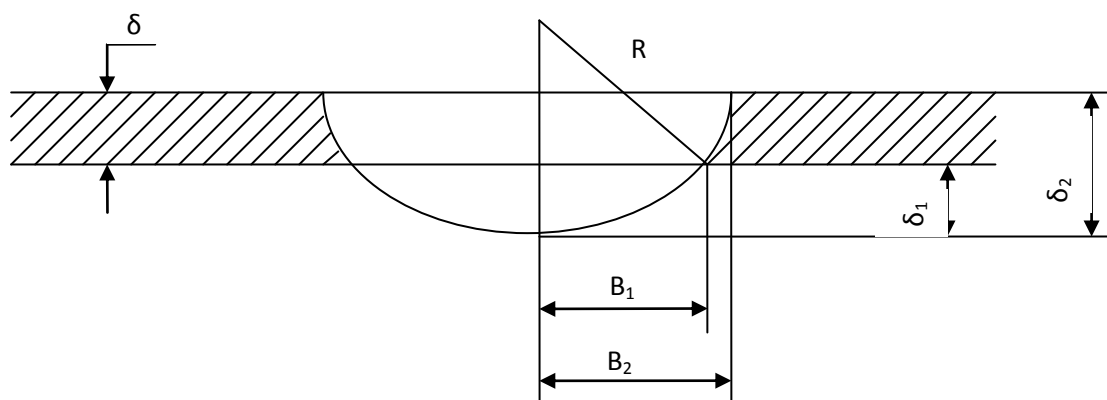


Рисунок 10. Схема измерения толщины покрытия по методу “шар-шлиф”

Определение толщины покрытия производится по формуле

$$\delta = \delta_2 - \delta_1 = \sqrt{(R^2 - B_1^2)} - \sqrt{(R^2 - B_2^2)}, \quad (3)$$

где δ – толщина слоя покрытия, мкм; δ_2 – глубина лунки с покрытием, мкм; δ_1 – глубина лунки без покрытия, мкм; R – радиус твердосплавного шара, мм; B_1 – внутренний радиус покрытия, мм; B_2 – наружный радиус покрытия, мм.

Относительная погрешность определения толщины покрытия составляет 3 % при доверительной вероятности $P=0,95$.

2.2.4 Методика определения твердости покрытий

Измерение микротвердости покрытий производилось на нанотвердомере ННТ-ТТХ фирмы CSM Instruments (Швейцария). Нанотвердомер (ННТ) использует метод измерительного или инструментального индентирования (измерение

глубины погружения при вдавливании индентора) для определения твердости и модуля упругости поверхности. Прибор имеет следующие технические характеристики:

- вертикальная нагрузка: от 0,1 до 500 Н;
- разрешение по нагрузке: 40 нН;
- время удержания нагрузки: неограниченно;
- максимальная глубина индентирования: 20 мкм (200 мкм опционально);
- разрешение глубины: 0,04 нм (0,3 нм опционально);
- скорость нагружения до 10 Н/мин;
- платформа XY 120 мм×20 мм;
- (for OPX) 245 мм×120 мм;
- разрешение XY 0,25 мкм;
- увеличение видеомикроскопа 200× , 1000×;
- камера видеомикроскопа Color 768×58.

В связи с необходимостью определения твердости тонких поверхностных слоев покрытия особое значение приобрел метод наноиндентирования (depthsensingindentation).

Сущность метода заключалась во внедрении в поверхность материала алмазного пирамидального индентора (чаще Виккерса или Берковича с углом при вершине $65,03^\circ$ ($65,27^\circ$)). Глубина внедрения индентора колебалась от нескольких нанометров до 0,2 мкм. Данный метод лежит в основе международного стандарта на измерение твердости ISO 14577. Типичная для этого метода экспериментальная кривая в виде графика зависимости нагрузки (P) от глубины вдавливания (h), а также отсканированное изображение отпечатка представлены на рисунке 11.

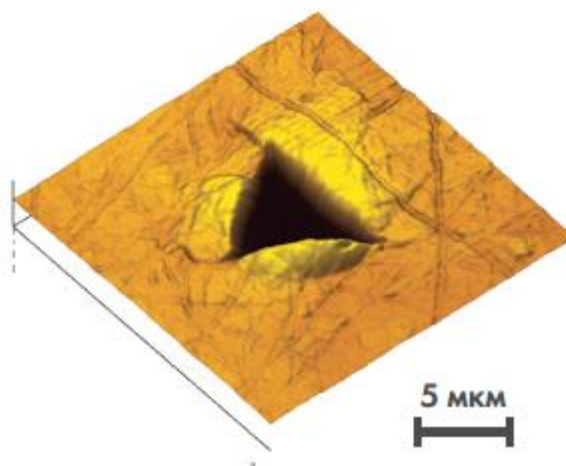


Рисунок 11. Кривая зависимости нагрузки от глубины внедрения и вид отпечатка индентора на поверхности образца

Кривая состоит из двух частей, соответствующих процессу нагружения и разгрузки. В рамках данного метода твердость H образца определяется уравнением:

$$H = \frac{P_{max}}{A_c}, \quad (4)$$

Площадь контакта A_c при максимальной нагрузке определяется геометрией индентора и глубиной контакта h_c и описывается так называемой функцией формы иглы $A_c = f(h_c)$.

Значение приведенного модуля упругости рассчитывается следующим образом:

$$E_r = \frac{S\sqrt{\pi}}{2\beta\sqrt{A_c}}, \quad (5)$$

Здесь константа β зависит от формы индентора, а жесткость контакта S определяется по углу наклона касательной к кривой разгрузки в точке $P_{\max}$.

$$S = \left(\frac{dP}{dh} \right)_{P=P_{\max}} \quad (6)$$

2.2.5 Определение адгезионной/когезионной прочности многослойных покрытий к твердому сплаву

Оценку адгезионной/когезионной прочности в системе «покрытие – подложка» проводили методом царапания по результатам разрушения образцов при определенной нагрузке. Исследования осуществляли на приборе Revetest (CSM Instruments, Швейцария). Изучаемую поверхность царапали алмазным индентором типа Роквелла с радиусом закругления 200 мкм при непрерывно нарастающей нагрузке (рисунок 12).

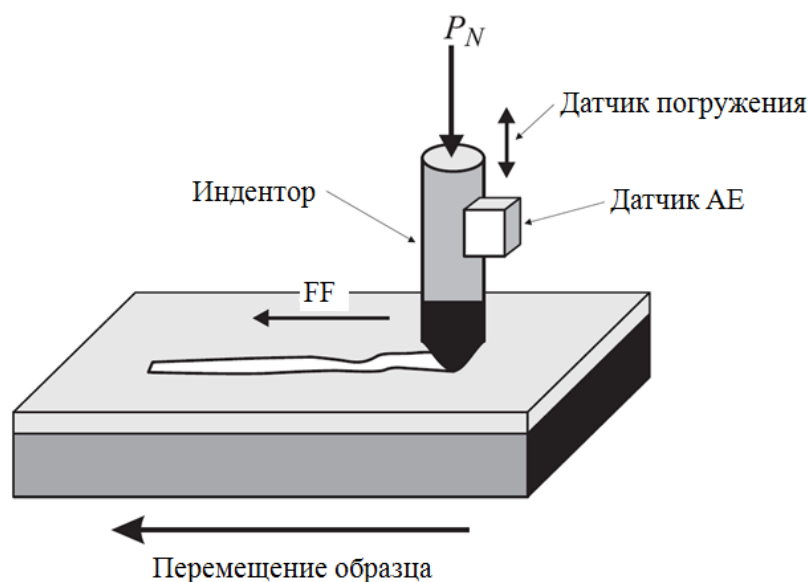


Рисунок 12. Схема проведения адгезионных/когезионных испытаний

Были определены критические нагрузки: L_{c1} , которая обозначает момент появления первой трещины, и L_{c3} , соответствующая полному истиранию покрытия до подложки. В процессе исследования измеряли акустическую эмиссию (АЕ), силу трения индентора (FF), коэффициент трения (μ), глубину погружения индентора (h), а после испытания проводили микроскопические наблюдения вдоль царапины. Экспериментальные кривые акустической эмиссии сглаживали с использованием сигмоидальной аппроксимации по 30 точкам экспериментальной кривой, усредненной по нескольким измерениям.

2.3 Методика нанесения покрытия на инструмент

2.3.1 Методика нанесения барьерного слоя

Обработка пластин проводилась на установке ННВ-6.6-И1 (типа «Булат»). Это установка ионно-плазменного напыления в вакууме, схема которой представлена на рисунке 13.

Условно всю экспериментальную установку можно разделить на две части: рабочая камера, где осуществляется непосредственно генерация плазмы, создание

ионно-плазменного потока и непосредственно производится обработка пластин и система создания вакуума.

Три прямооточных дуговых испарителя, которые представляют собой модифицированный холловский испаритель, на установке расположены под углом 120° .

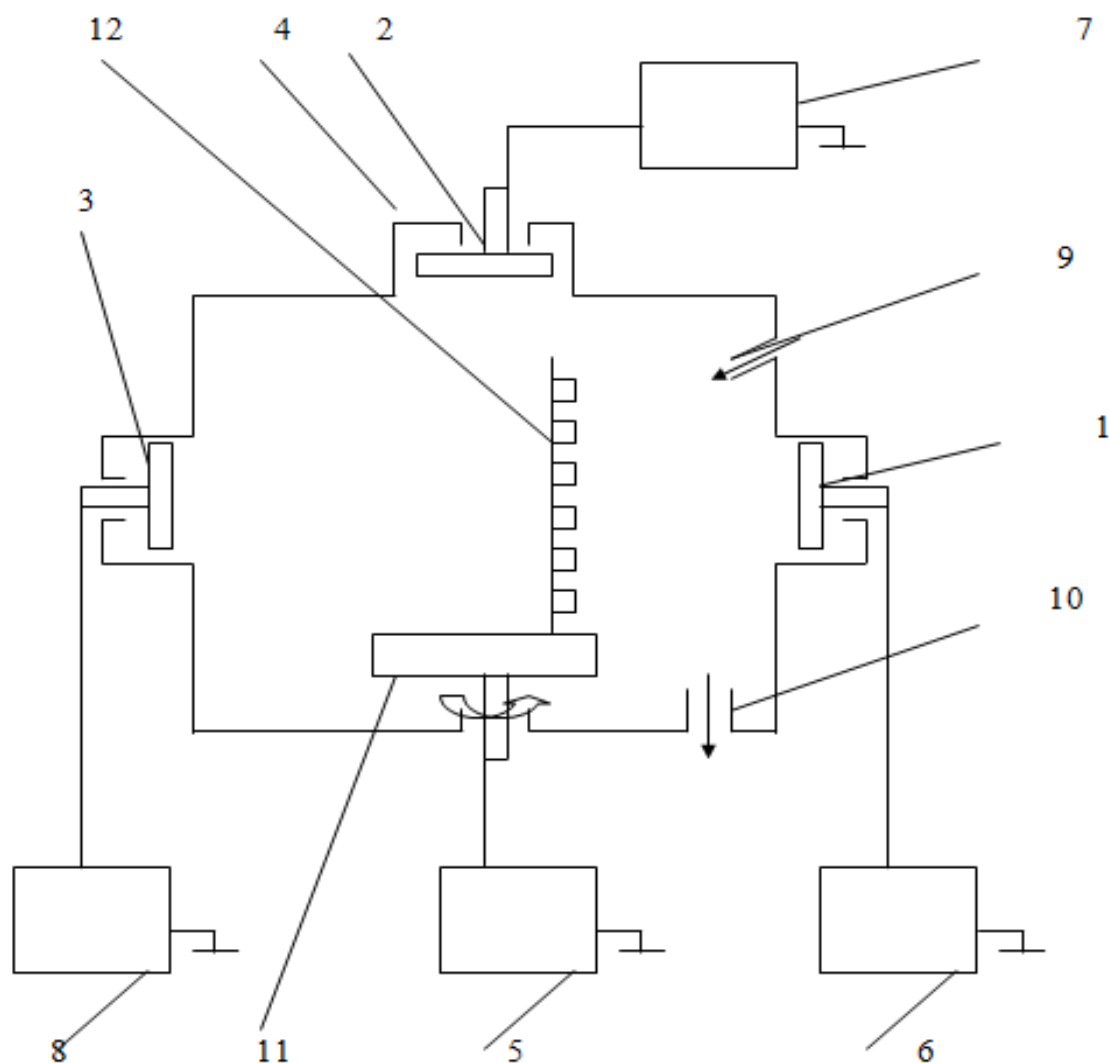


Рисунок 13. Схема экспериментальной установки. 1, 2, 3 – электродуговые испарители; 4 – рабочая камера; 5 – высоковольтный источник питания; 6, 7, 8 – источники питания; 9 – натекаль газа; 10 – вакуумная откачка; 11 – подложка; 12 – оснастка с пластинами

Для каждого испарителя предусмотрен свой отдельный источник питания. Он представляет собой сварочный выпрямитель типа ВД-306УЗ. Питание выпря-

мителя производится от трехфазной сети переменного тока, а выдаваемый ток дуги можно изменять в пределах от 45 до 315 А. Потенциал смещения подложки задается высоковольтным источником питания и изменяется в пределах от 0 до 1,5 кВ. С целью обеспечения наиболее полной и равномерной обработки пластин со всех сторон, на установке предусмотрен поворотный механизм планетарного типа.

Подачу реакционного газа в камеру осуществляют с помощью системы газонапуска через электромагнитный натекаль, который управляется блоком управления электромагнитным натекалем (БУЭН).

Для предотвращения перегрева установки в процессе обработки предусмотрена система охлаждения, в которую включены испарители, вакуумная камера, поворотный механизм и диффузионный насос. Также используется нагревательный элемент для нагрева воды, подаваемой в полость водяной рубашки охлаждения вакуумной камеры. Нагрев камеры до температуры 60 – 80°C проводится для того, чтобы предотвратить конденсацию воды на стенках камеры во время ее разгерметизации. Технические характеристики установки представлены в таблице 9.

Таблица 9. Технические характеристики установки

Наименование параметра	Значение параметра
Рабочий ток дуги, А	60-300
Напряжение выпрямителя, В	28-73
Напряжение питания подложки, кВ	0-1,5
Скорость вращения привода, об/мин	0-30
Расход воды, м ³ /ч	2
Потребляемая мощность, кВт	60

Система создания вакуума представлена на рисунке 14 и включает два форвакуумных насоса типа 2НВР-5ДМ, диффузионный насос типа Н-250, вакуумные клапаны, вакуумный затвор и вакуумметр ВИТ-3.

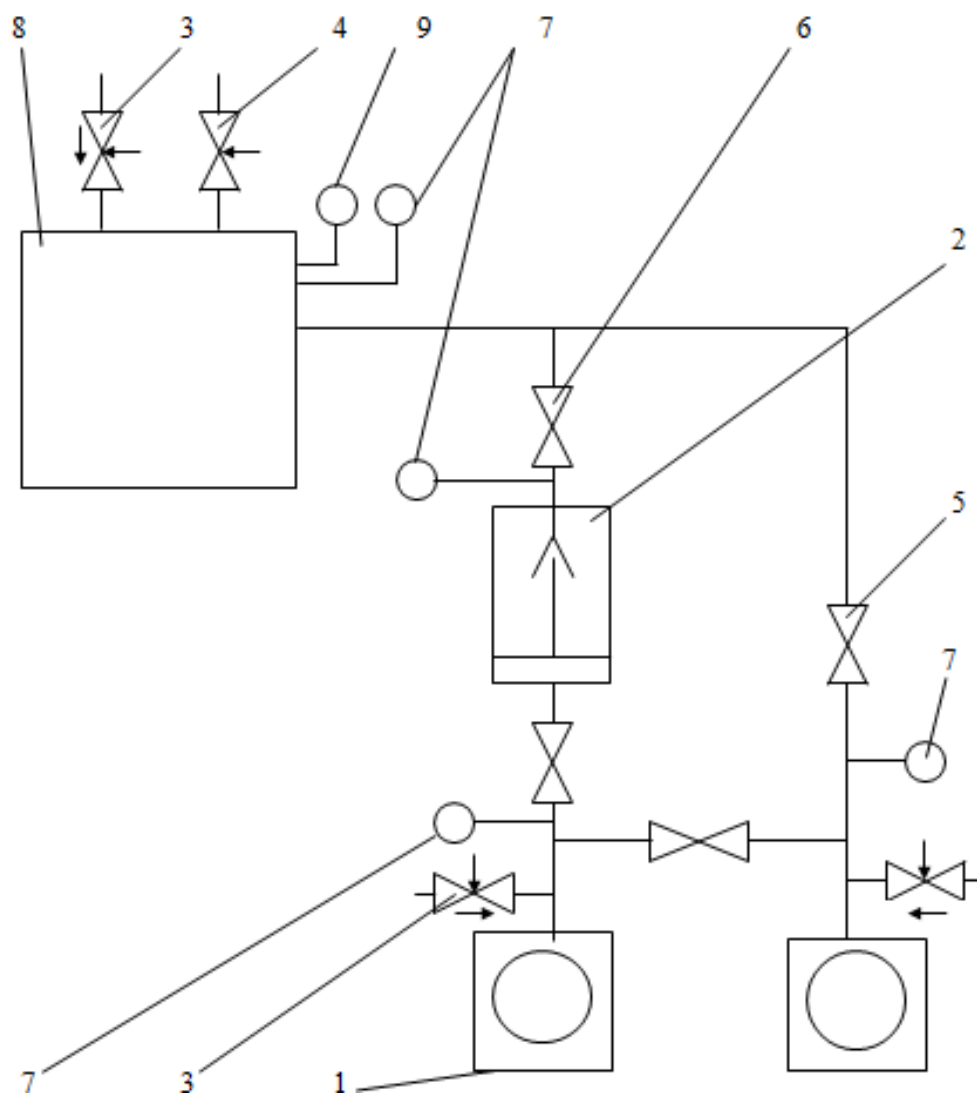


Рисунок 14. Система создания вакуума. 1 – форвакуумный насос; 2 – диффузионный насос; 3 – электромагнитный клапан подачи воздуха; 4 – электромагнитный клапан подачи газа; 5 – электромеханический клапан; 6 – затвор; 7 – датчик ПМТ-2; 8 – рабочая камера; 9 – датчик ПМИ-51; 10 – клапан напуска воздуха в форвакуумные насосы после их остановки

Форвакуумные насосы создают вакуум порядка 1,3 Па, а диффузионный – 0,001 – 0,01 Па. На установке предусмотрен режим отключения параллельной работы форвакуумных насосов для случая одновременной откачки из камеры и из диффузионного насоса. Вакуумные клапаны служат для включения и отключения того или иного элемента вакуумной системы, а вакуумный затвор – для отделения полости камеры от диффузионного насоса.

Контроль за давлением в камере осуществляется вакуумметром ВИТ-3, состоящим из термопарной и ионизационной части. Измерение вакуума производится с помощью термопарного датчика ПМТ-2 и ионизационного датчика ПМИ-51, конструкционно расположенных на переходном патрубке, соединяющим рабочую камеру и откачной вакуумный пост. Рабочий диапазон термопарного манометра составляет $666,6 - 1,33 \cdot 10^{-1}$ Па, а ионизационного – $10 - 1 \cdot 10^{-5}$ Па. Датчики давления расположены за пределами камеры, что исключает влияние магнитных и электрических полей на точность показаний во время процесса обработки.

Порядок проведения эксперимента заключается в следующем:

- 1) включение питания установки;
- 2) включение системы водяного охлаждения;
- 3) включение форвакуумных насосов;
- 4) включение клапана откачки из диффузионного насоса;
- 5) включение нагрева диффузионного насоса;
- 6) включение нагрева водяной рубашки охлаждения камеры.

Через час после включения нагрева диффузионного насоса установка готова к проведению эксперимента. Предварительно очищенные пластины загружаются в камеру на оснастку, смотри рисунок 13. Пластины располагаются передней плоскостью перпендикулярно направлению потока ионов распыляемого металла. После этого производится вакуумирование рабочей камеры: вначале форвакуумными насосами создается вакуум около 1,3 Па, а затем производится откачка на высокий вакуум диффузионным насосом до $1,3 \cdot 10^{-3}$ Па. Для поддержания стабильного горения ионно-плазменной дуги в рабочую камеру подается инертный газ до установления рабочего давления в камере $1,2 \cdot 10^{-3}$ Па. Постоянство подачи установленного расхода газа обеспечивается системой газонапуска, которая включает в себя одноканальный электромагнитный натекаль газа и блок управления электромагнитным натекалем (БУЭН).

Процесс ионно-плазменной обработки проводится в среде аргона при рабочем давлении в камере порядка $1,2 \cdot 10^{-3}$ Па и ведется одним испарителем, непо-

движно, в течение 5 – 20 минут. После окончания процесса производится последовательное отключение установки в обратном порядке.

Процесс покрытия можно условно разделить на две стадии: первая – генерация плазмы материала катода; вторая – ионная бомбардировка. Все процессы генерации и бомбардировки происходят в вакуумной камере; между катодом, изготовленным из испаряемого металла, и подложкой создается регулируемая разность потенциалов. С помощью вспомогательного электрода инициируется высоковольтный ВЧ-разряд, вследствие чего зажигается ионно-плазменная дуга между катодом и корпусом. Под действием первичных электронов и ионов, генерируемых в дуговой промежутке катодом, происходит ионизация испарившегося вещества, что приводит к образованию потоков плазмы, содержащих заряженные ионы и нейтральные частицы материала катода.

Большое влияние на свойства покрытых пластин оказывает нейтральная составляющая потока плазмы, которая может представлять собой атомы испаряемого материала, а также их конгломераты в виде микрокапель или твердых осколков, которые ухудшают качество обработки [11,38]. Причиной их появления являются возникающие в катоде термоупругие напряжения, превышающие предел прочности катода, и вызывающие формирование катодным пятном эрозионных кратеров на поверхности катода. Наличие капельной фазы и твердых осколков в потоке плазмы приводит к появлению на поверхности пластин характерных дефектов в виде кратеров и микровключений чистого металла, что, конечно же, отражается на получаемых свойствах.

Нанесение барьерного слоя проводилось по стандартной методике. Обработка производилась в вакууме при остаточном давлении $P = 1,2 \cdot 10^{-3}$ Па с опорным напряжением, подаваемым на подложку от 50 до 1200 В. Для формирования ионного потока использовался катод Ti марки BT1-00, который расплывался дугой 100–120 А. Время процесса составляло 5 – 20 мин.

Одним из важных этапов процесса МДО является получение алюминия на поверхности барьерного слоя. От качества алюминиевого слоя зависят эксплуата-

ционные характеристики покрытия, такие как износостойкость, прочность сцепления с основой и др.

Основные требования к алюминиевому покрытию:

- одинаковая толщина покрытия по всей поверхности пластины;
- отсутствие сколов покрытия;
- отсутствие отслоений от основы.

Нанесение алюминиевого слоя производилось на установке ННВ6-И1. Режим нанесения алюминиевого покрытия выбирался на основании анализа экспериментальных исследований, приведенных в таблице 10.

Таблица 10. Режимы нанесения алюминиевого покрытия

№ п\п	Опорное напряжение, В	Сила тока на катоде из Al, А	Состояние покрытия
1	120	140	Оплавление и сползание покрытия
2	80	100	Содержит капельную фазу
3	60	80	Низкая производительность
4	40	60	Низкая адгезия

Как следует из таблицы при нанесении покрытия по первому варианту, оно получается неравномерным, в связи с оплавлением и сползанием с поверхности пластины алюминия. При нанесении покрытия по 3 варианту, заметно снижается производительность, за счет увеличения времени процесса. Наиболее приемлем второй вариант режимов нанесения покрытия, несмотря на наличие некоторого количества капельной фазы, которая переплавляется при высоких температурах микродугового разряда характерных для МДО алюминия.

2.3.2 Методика микродугового оксидирования

Для проведения экспериментальных исследований по МДО на пластины из твердого сплава ТТ10К8Б предварительно на установке ННВ6-И1 наносились барьерный слой (Ti,Nb,Zr)N и Al. Толщина алюминиевого слоя составляла 9,12, 20, 45, 60, 80, 100 мкм. Выполнение работ по МДО производилось на установке, ри-

сунок 15, позволяющей получать различные по толщине и свойствам покрытия на поверхности образцов при помощи сопряженных электрохимических реакций, протекающих на различных участках ее поверхности.

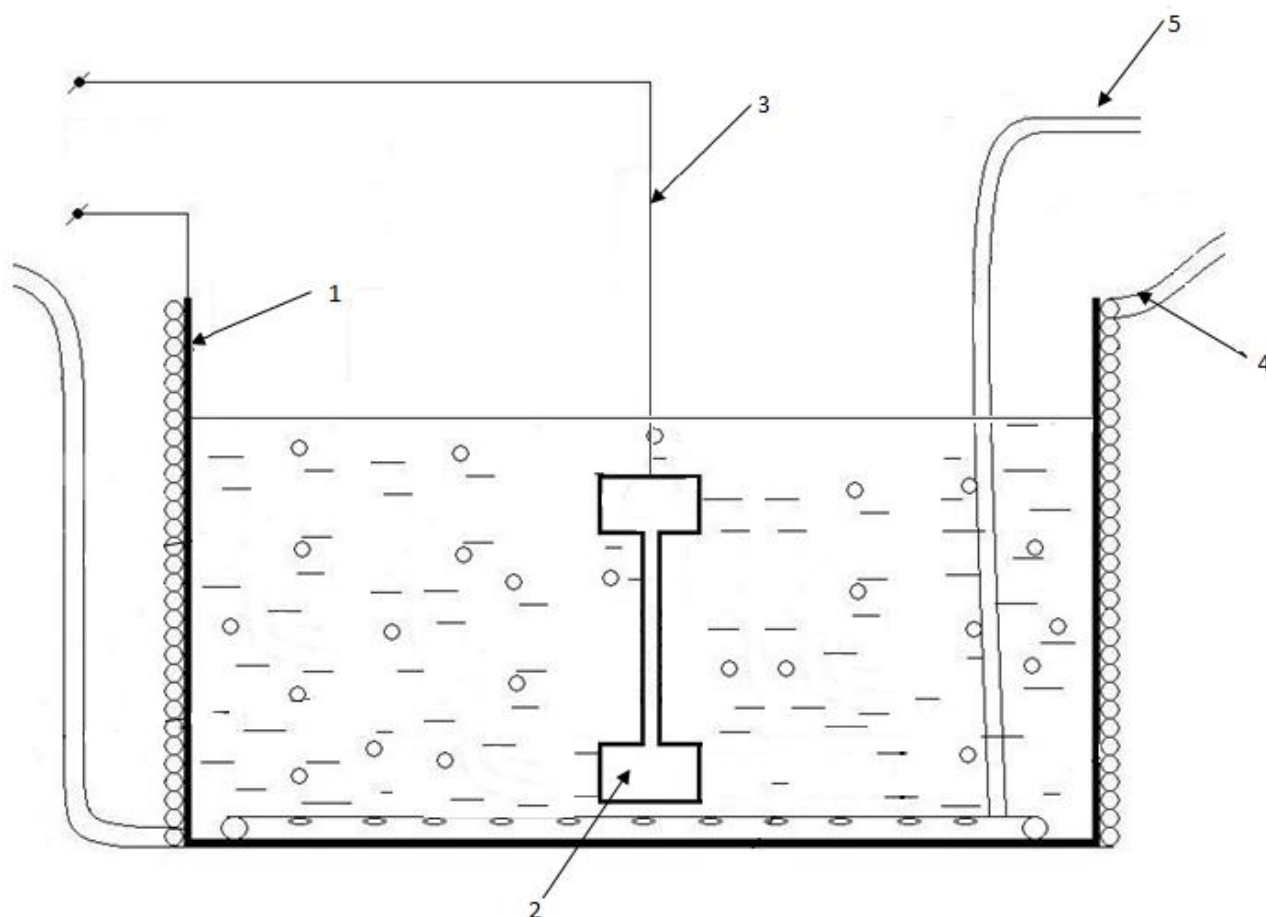


Рисунок 15. Схема установки для микродугового оксидирования изделий: 1 - электролизная ванна; 2 – исследуемый образец; 3- рабочий электрод; 4 – рубашка для водяного охлаждения; 5– устройство для барботажа электролита

Принципиальная электрическая схема лабораторной установки МДО [39] представлена на рисунке 16. Данная установка позволяла не только задавать различные электрические режимы, но и фиксировать вольтамперные характеристики (ВАХ) процесса с помощью цифрового осциллографа PCS500. Элементы, представленные на рисунке 16, имеют следующее назначение: ЛАТР служит источником тока; A_1 -, A_2 -, A_3 - – амперметры постоянного тока для измерения среднего значения суммарного, анодного и катодного тока соответственно; A_4 ~ – ампер-

метр переменного тока для измерения действующего значения суммарного тока; $V_1 \sim$ – вольтметр переменного тока для измерения действующего значения напряжения после повышающего трансформатора Т; C_1 – высоковольтный конденсатор выступает как ограничивающее сопротивление при пробое, а также участвует в создании асимметрии по напряжению; D_2, D_3 – диоды для измерения амплитудного и среднего катодного и анодного напряжения соответственно; C_2, C_3 – емкости для измерения амплитудного катодного и анодного напряжения соответственно; K_1, K_2 – ключи, при замыкании которых измеряется среднее катодное и анодное напряжение соответственно; V_2 – вольтметр постоянного тока для измерения катодного амплитудного напряжения при замкнутом K_1 и среднего значения напряжения при разомкнутом K_1 ; V_3 – вольтметр постоянного тока для измерения анодного амплитудного напряжения при замкнутом K_2 и среднего значения напряжения при разомкнутом K_2 ; D_1 – диодный мост для измерения среднего значения суммарного, анодного и катодного тока; Ш – шунт для измерения мгновенного значения тока с помощью осциллографа O_2 ; O_1 – осциллограф для измерения мгновенного значения напряжения на образце; при замыкании ключа K_3 с помощью диода D_4 осуществляется переход в катодный режим; при замыкании ключа K_4 с помощью диода D_5 осуществляется переход в анодный режим.

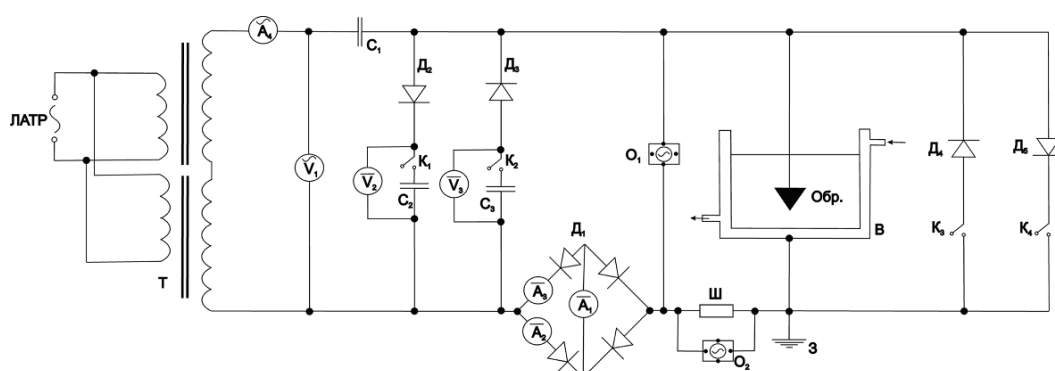
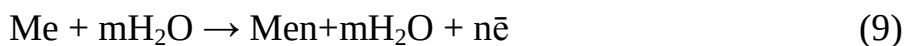


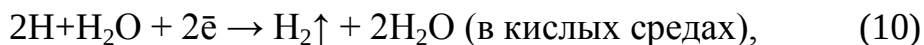
Рисунок 16. Принципиальная электрическая схема лабораторной установки МДО:

ЛАТР – лабораторный автотрансформатор; А – амперметры; V – вольтметры;
Обр. – образец; В – водоохлаждаемая электролизная ванна; Т – повышающий трансформатор; С, Д, К – емкости, диоды и ключи соответственно; О – осциллограф; Ш – шунт; 3 – заземление

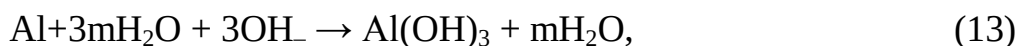
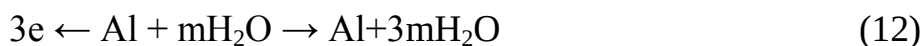
При проведении экспериментов изделие – рабочий электрод погружают в ванну с электролитом, при этом, вторым электродом является ванна и задают переменный ток или переменное напряжение между электродами. При проведении процесса получения покрытий на образце из алюминиевого сплава в такой электрохимической ячейке с пропусканием переменного тока между электродами, если первоначально (в течение одного полупериода) рабочий электрод будет являться катодом, на поверхности которого в зависимости от pH электролита должны протекать реакции 8 или 9, то второй электрод будет являться анодом.



На катоде же будут проходить реакции 10 или 11:



Бурное выделение водорода при катодной поляризации рабочего электрода (образца или изделия) приводит к охлаждению оксидной плёнки и электролита, находящегося в сквозных порах. Происходит окисление рабочего электрода (образца) или осаждение нерастворимого химического соединения (например, какого – либо оксида), после плазмо – и термохимических преобразований соответствующих анионов или полианионов, на его поверхности вследствие протекания, например, следующих реакций:





Или при протекании электролиза, например, по реакциям:



Возможность протекания той или иной реакции на поверхности рабочего электрода зависит от заданных условий проведения электрохимического или микродугового процесса. Способ анодирования (тонко -, средне-, толстослойное анодирование), микроплазменной обработки этой части изделия зависит от состава электролита, электрического режима – плотности заданного переменного тока или формовочного напряжения. При этом для каждого электрохимического процесса, проводимого с целью заданной модификации поверхности изделия величина плотности заданного переменного тока или формовочного напряжения, а также состав электролита устанавливаются экспериментально.

Из литературных источников [40,41,42] известно, что метод МДО применяется, в основном, для нанесения износостойкого защитного покрытия на алюминиевых и магниевых сплавах, а также титан. Нанесение покрытия на режущие пластины из твердого сплава практически не производилось. Твердые сплавы имеют ряд особенностей перед другими сталями и сплавами, основной из которых является высокая температура плавления. Температура плавления алюминия 660°C. Температура появления жидкой фазы при спекании твердого сплава составляет 1280°C. Температура плавления барьерного слоя еще выше.

Поэтому, на первом этапе экспериментов исследуется изменение интенсивности нарастания оксидного покрытия в зависимости от плотности тока, а, следовательно, температуры микроразрядов. Толщина оксидированного слоя измеряет-

ся токовихревым методом. Измерение толщины полученных покрытий проводили при помощи толщиномера Elcometer 456.

2.4 Методика исследования режущих свойств инструмента.

Оценка характеристик твердого сплава на большинстве предприятий, выпускающих твердый сплав, производится по показателям твердости – HRA, прочности – $\sigma_{из}$, плотности – ρ , коэрцитивной силе – H_c при комнатной температуре. Методики проведения исследований изложены в пункте 2.2. Однако, контролируемые характеристики твердого сплава под действием температуры изменяются с различной интенсивностью. У сплава ВК6 прочность, изменяется в 5 раз с ростом температуры от 20 до 600°C [43]. Твердость HV сплава Т14К8 с ростом температуры от 200 до 1000°C падает более чем в 4 раза, $\sigma_{сж}$ в 3 раза, $\sigma_{из}$ в 1,7 раза.

Различное влияние на прочностные характеристики сплава оказывают дефекты структуры: включения графита, поры, скопления крупных зерен и др. Так, например, наличие пор 0,1 – 0,3 объемных % мало влияет на $\sigma_{сж}$, крупные поры снижают $\sigma_{из}$ на 15%, ударную вязкость на 27%, а усталостную прочность в 8 – 10 раз [44].

Производственные испытания для контроля качества режущих пластин и отработке новых марок твердого сплава нецелесообразны, т.к. невозможно обеспечить одинаковые условия для исследуемых пластин, в связи с нестационарностью процесса, а при применении статистических методов определения стойкости необходимо провести 12 – 30 опытов на одну партию инструмента [45].

Наиболее точными, являются методы комплексного определения характеристик твердого сплава при резании в лабораторных условиях, т.к. воссоздается уровень и характер напряжений, а также температур, действующих в производственных условиях, или сочетание величин напряжение – температура находится в зоне действия однотипного механизма, контролирующего разрушение, где режущие свойства пластин изменяются линейно (например, ниспадающая ветвь зависимости $T=f(V)$).

Стойкость и прочность, твердого сплава определяется при резании по СТП 19.0-6-88 "Сплавы твердые, порошковые керамика, изделия для режущего инструмента. Методика испытаний режущих свойств" [46].

Определение режущих свойств покрытия на инструменте проводилось относительным методом, основанным на сравнении режущих свойств испытываемых твердосплавных пластин с покрытием, с режущими свойствами непокрытых пластин (основы). Испытания проводятся в строго одинаковых условиях (станок, обрабатываемый материал, геометрические параметры режущей части, державка резца, режим резания, критерий затупления), инструментом из одной и той же марки и партии твердого сплава. Режущие свойства – относительная стойкость пластин с покрытием по сравнению со стойкостью непокрытых пластин, характеризуемая коэффициентом стойкости ($K_{ст}$). Средняя стойкость партии пластин – средняя арифметическая величина всех испытанных пластин выборки из данной партии. В случае повторных испытаний средняя стойкость и коэффициент стойкости определяются по результатам повторных испытаний. Обрабатываемость – совокупность свойств обрабатываемого материала, вызывающих износ режущего инструмента, которая характеризуется в данном случае стойкостью основы при всех прочих одинаковых условиях испытаний.

Для проведения экспериментов используется следующее оборудование и приборы: токарные станки общего назначения с высотой центров над суппортом не менее 200 мм – для испытаний методом точения. Станки для испытаний методом продольного точения должны иметь бесступенчатое регулирование числа оборотов шпинделя для сохранения постоянной скорости резания. Испытания методом поперечного точения допускается выполнять на станках со ступенчатым изменением числа оборотов шпинделя. Предназначенные для испытаний станки должны быть в исправном состоянии и соответствовать установленным для них нормам точности и жесткости по ГОСТ 18097-72 и ГОСТ 17734-81.

Приборы:

- тахометр часовой тип ТЧ10-р ГОСТ 21339-82;
- секундомер однострелочный модели СОСпр 26-2-000 ГОСТ 5072-79;

- угломер универсальный ГОСТ 5378-66;
- микроскоп инструментальный тип БМИ или ММИ ГОСТ 8074-82, микроскоп отсчетный тип МПБ-2 ТУ 3-3.824-78 или любого другого типа, обеспечивающего точность измерения до 0,05 мм;
- линейки измерительные металлические, длина 300 и 1000 мм ГОСТ 427-75;
- лупа с семикратным увеличением тип ЛП1 ГОСТ 25706-83;
- профилометр контактный системы М ГОСТ 19300-8.6 или по эталонам шероховатости.

Режущий инструмент:

- резец проходной прямой правый с механическим закреплением пластин;
- сечение державки не менее 25x30 мм;

Обрабатываемый материал:

- сталь углеродистая горячекатаная марки 45 или 50 2-ой категории, подгруппы Б, без термической обработки обычной точности прокатки по ГОСТ 1050-74 – для испытаний по определению режущих свойств пластин из твердых сплавов, относящихся к группе «Р» по ГОСТ 3882-74.

Размеры заготовок:

- для испытаний методом продольного точения: диаметр от 100 до 300 мм; длина от 500 до 1000 мм;
- для испытаний методом поперечного точения: наружный диаметр от 150 до 200 мм; длина от 200 до 250 мм; диаметр отверстия в центре заготовки должен быть не менее 0,3 от наружного диаметра.

Не допускается присутствие в стальных заготовках трещин, закатов, волосянин, раковин, пористости, посторонних включение и других дефектов, заметных невооруженным глазом.

Подготовка к испытанию:

- параметр шероховатости пластин Ra по ГОСТ 2789-73 рабочих поверхностей пластин из твердых сплавов не должен быть более 0,32 мкм, фасок режущих кромок не должен быть более 0,63 мкм;

- на длине режущих кромок пластин из твердых сплавов, непосредственно участвующих в резании, выкрашивания по ГОСТ 19086-80 для пластин степени точности G.

Заготовки из стали, предназначенные для испытаний методом точения, обрабатывают по всем поверхностям для удаления окалины или корки, поверхностных дефектов и биения.

Для прерывистых условий резания в заготовках обрабатываемого материала делались пазы 3X120°. Глубина паза всегда была больше глубины резания.

Для получения достоверных результатов сравнительных стойкостных испытаний инструментов с покрытием и с непокрытой основой необходимо определить диапазон скоростей резания, в которых для покрытых пластин и основы действует один механизм износа инструмента.

С этой целью в работе применялся экспресс метод акустической эмиссии. Метод позволяет в десятки раз снизить трудоемкость и металлоемкость испытаний при решении задач оптимизации покрытия, а также определения диапазона скоростей резания, для проведения сравнительных испытаний.

Авторы [47] в качестве сигналов АЭ используют плотность потока энергии волны. Плотность потока энергии пропорциональна квадрату амплитуды волны – Ao^2 , [Вт/м].

$$I = e_0 Ao^2 n \quad (7)$$

где n – коэффициент пропорциональности, зависящий от свойств среды и типа волны.

Единичный вектор e_0 показывает направление распространения энергии. За критерий оптимальности принималось минимальная плотность потока энергии, регистрируемая при эксплуатации исследуемого объекта, т.е. квадрат амплитуды волны АЭ.

В работе [48] установлена взаимосвязь сигналов АЭ с износом инструмента. Авторы рассматривали износ, как разрушение микрообъемов инструмента с дис-

локационных позиций, т.е. в соответствии с кинетической теорией академика С.Н. Журкова разрушение происходит за счет дислокаций, которые приводятся в движение приложенной энергией (энергетическими флуктуациями). Используя линейный закон накопления повреждений и в качестве дефектности материала параметры АЭ, авторы из зависимости С.Н. Журкова получают:

$$t_p = (A'N'')^{-1} \quad (8)$$

где: t_p – время до разрушения, A' – пиковая амплитуда АЭ, $N''=N/t$ – скорость счета сигналов АЭ.

Отсюда интенсивность износа инструмента по времени:

$$\frac{dh}{dt} = nA'N/t \quad (9)$$

где n – коэффициент пропорциональности.; $A'N/t$ – представляет величину пропорциональную мощности сигнала АЭ.

Если в приемной аппаратуре АЭ использовать не пиковый, а среднеквадратичный детектор, на выходе получают среднеквадратичную амплитуду АЭ (в дальнейшем – A), также пропорциональную мощности принимаемого сигнала АЭ, следовательно:

$$\frac{dh}{dt} = nA \quad (10)$$

Таким образом, критерием минимального разрушения (износа) инструмента является минимальное значение среднеквадратичной амплитуды (плотности потока энергии) сигнала АЭ, который будет использоваться в работе при определении более износостойкого хим. состава или режима нанесения покрытия.

Определению границ диапазона, на которых происходит переход одного вида разрушения (износа) в другой, посвящено ряд работ [49,50,51].

Авторами [52-53] метод АЭ широко применялся в научных исследованиях, которые при испытании образцов на усталость обнаружили появление сигналов высокой интенсивности при смене механизмов разрушения. Поэтому, логично предположить, что и при резании материалов смена механизмов, контролирующая разрушение, приведет к значительному изменению интенсивности АЭ.

На основании проведенных работ [54,55] установлено, что диапазон режимов резания с одинаковым механизмом износа, ограничен нижней и верхней точкой перегиба зависимости $A=f(V)$. Нижняя и верхняя точка перегиба соответствует максимальной и минимально рекомендуемой стойкости инструмента соответственно, рисунок 17.

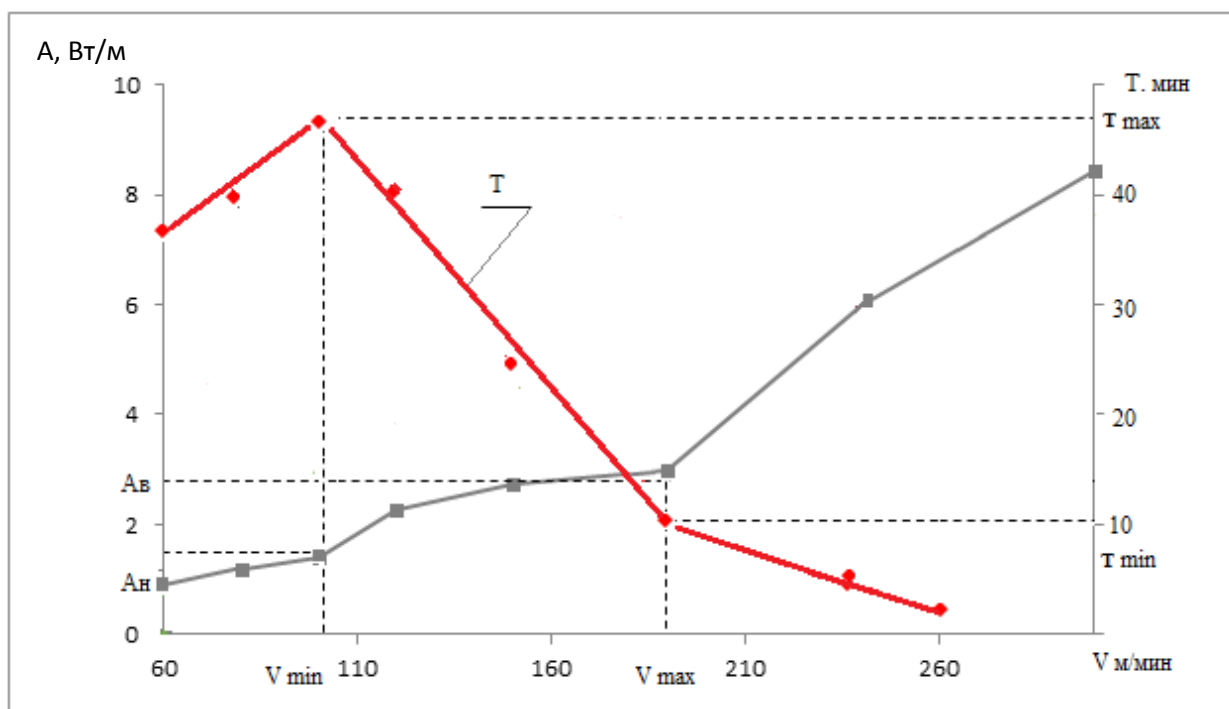


Рисунок 17. Зависимость амплитуды АЭ и стойкости инструмента от скорости резания для сплава Т5

Для пластин с износостойким покрытием рациональный диапазон режимов резания смещен относительно непокрытой основы в сторону более высоких скоростей, в связи со снижением коэффициента трения, перераспределением тепловых потоков, сил резания и т.д., рисунок 18. Стойкость инструмента с покрытием на максимально допустимой скорости резания по данным ВНИИТС составляет 15-20 мин.

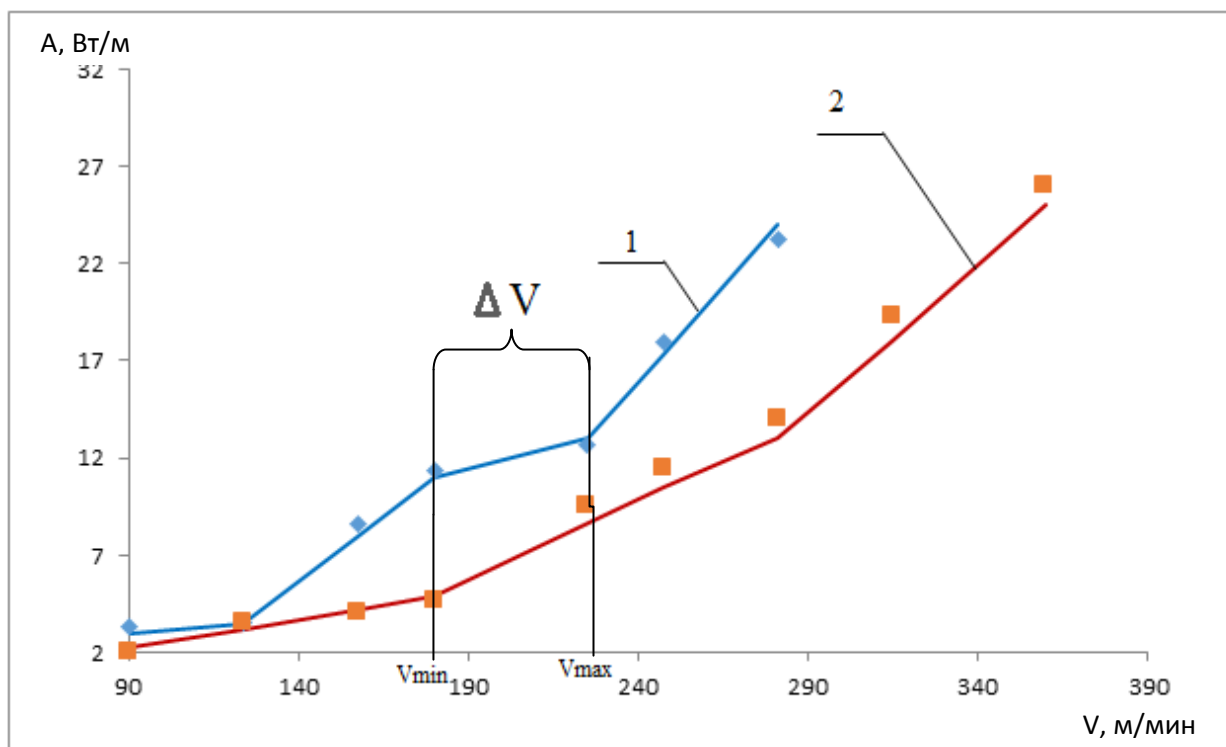


Рисунок 18. Зависимость амплитуды АЭ от скорости резания: 1 – MC221 (основа);
2 – MC2215 (с покрытием TiCN)

Таким образом, для проведения стойкостных и усталостных испытаний диапазон режимов резания, в котором действуют однотипные механизмы, контролирующие разрушения покрытых пластин и непокрытой основы, рисунок 18, ограничен максимально рекомендуемыми скоростями для пластин основы и минимально рекомендуемыми скоростями для покрытых пластин.

Наиболее важные этапы исследований подтверждались стойкостными испытаниями, проведенными на скоростях резания из выбранного диапазона.

В связи с тем, что в работе нет необходимости рассчитывать стойкость инструмента по параметрам амплитуды АЭ, а только решить задачу оптимизации параметров покрытия по минимальному значению амплитуды, и найти рациональный диапазон по характерным точкам перегиба, определение коэффициента пропорциональности $-n$ между интенсивностью износа и среднеквадратичной амплитудой АЭ не производилось. Для обеспечения достоверных результатов, усилие за-

жима пьезоэлектрического датчика, место его крепления и настройки аппаратуры в процессе проведения экспериментов не изменялись.

3 Разработка и исследование модели высокотемпературного композитного покрытия

3.1 Основные закономерности взаимодействия алюминия с твердым сплавом основы и барьерным слоем

3.1.1 Нанесение алюминия на пластины без барьерного слоя

Одним из главных этапов получения оксидно-нитридных покрытий является нанесение на пластину слоя «чистого» алюминия, который впоследствии окисляется методом МДО до композитного покрытия из модификаций (γ -, α -) Al_2O_3 . В связи с тем, что слой «чистого» алюминия наносится на поверхность пластины в жидком состоянии, возможно взаимодействие компонентов твердого сплава с ним, что может негативно отразиться на эксплуатационных свойствах инструмента.

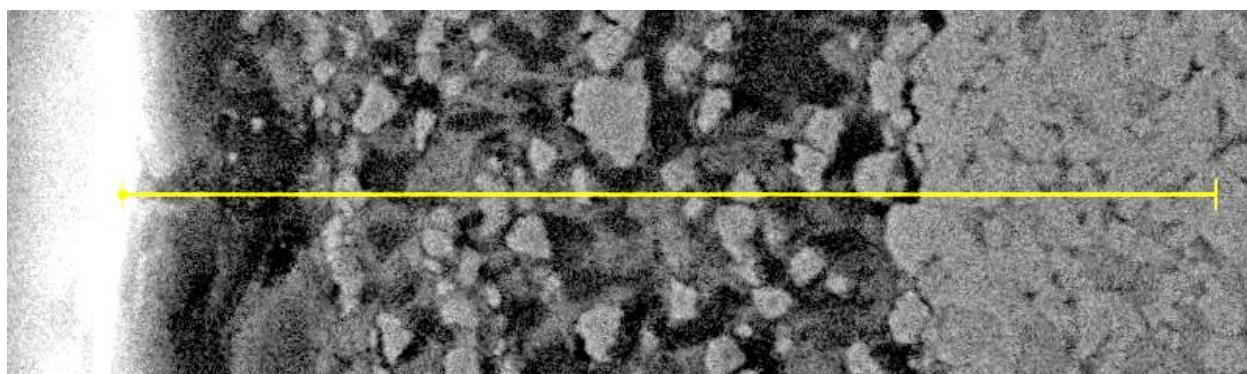
В работе [56] изучено физико-химическое взаимодействие компонентов в тройной системе Al-Co-Ti. В результате исследований подтверждено существование в системе при 600°C следующих интерметаллических соединений: Al_3Ti , Al_2Ti , AlTi , AlTi_3 , Al_9Co_2 , $\text{Al}_{13}\text{Co}_4$, Al_5Co_2 , AlCo , Ti_2Co , TiCo , TiCo_2 , TiCo_3 . В системе было обнаружено два тройных интерметаллических соединения $\text{Al}_{15}\text{Co}_8\text{Ti}_6$ и AlCo_2Ti .

Анализ литературных данных показал, что сведений о смачивании и растекании жидкого алюминия по кобальту практически нет. Известно, что при нанесении алюминия на железо, кобальт и никель, в вакууме в интервале $200 - 1000^\circ\text{C}$, начальные скорости растекания за время 0,15с составляют $0,3 - 0,6$ м/с. Эффективные энергии активации на этой стадии процесса, вычисленные по температурной зависимости скорости, близки и равны $8,4 - 12,5$ кДж/моль [57]. На основной стадии растекания (от 0,15 с и до полной остановки процесса), скорость растекания резко уменьшается со временем. В ряду железо, кобальт, никель соответственно происходит увеличение скорости растекания. При этом углы смачива-

ния меньше 90° и уменьшаются при переходе от железа к никелю. Краевые углы смачивания составляют $330,28^\circ$ и 18° для систем, соответственно, алюминий – железо, алюминий – кобальт, алюминий – никель при температуре 1000°C . Полное смачивание зафиксировано при растекании алюминия по кобальту при 1200°C . Микроструктура в плоскости, перпендикулярной к контактной поверхности, изучалась на образцах после кратковременной изотермической выдержки, и было обнаружено, что профиль у края капли резко изменяется. Это может свидетельствовать о наличии опережающего слоя у фронта капли, что приводит к сопротивлению движения. Растущие перпендикулярно к границе раздела кристаллы интерметаллической фазы также препятствуют растеканию.

Экспериментальные исследования по изучению взаимодействия расплавленного алюминия с компонентами твердого сплава [58] проводились на режущих пластинах SNUN-120408 из твердого сплава ТТ10К8Б. На пластину наносился алюминиевый слой толщиной 9, 20, 45 мкм. Согласно эксперименту по нанесению жидкого алюминия на твердосплавную пластинку без барьерного слоя, показано, что пленка жидкого алюминия держится на поверхности пластин не стекая, повторяя форму пластины и не образуя капли. Из результатов анализа следует, что жидкий алюминий активно взаимодействует с поверхностью твердого сплава даже при небольших температурах до 700°C .

На рисунке 19 представлен профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым слоем 45 мкм.



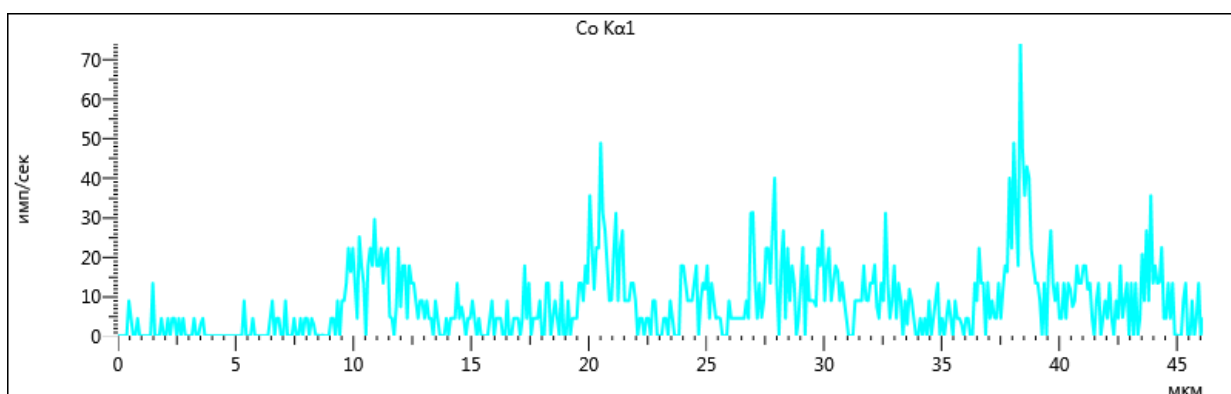
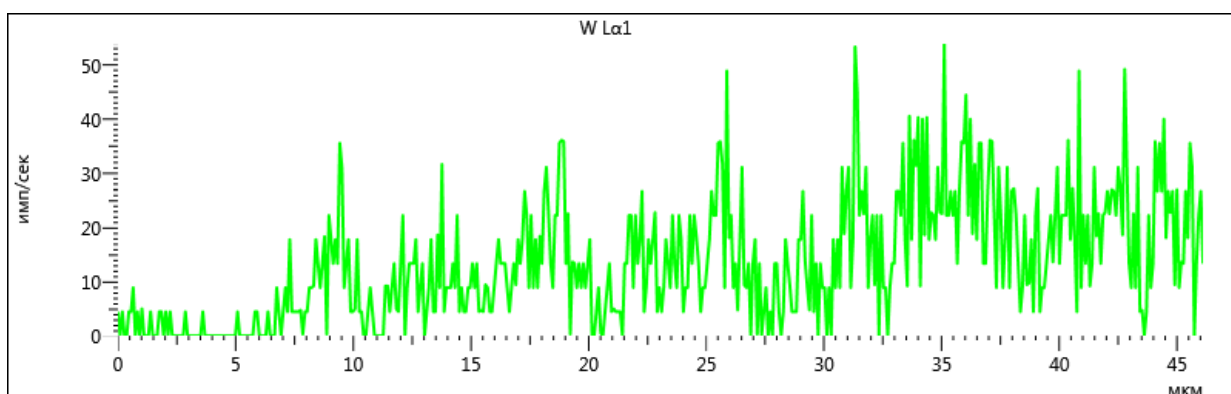
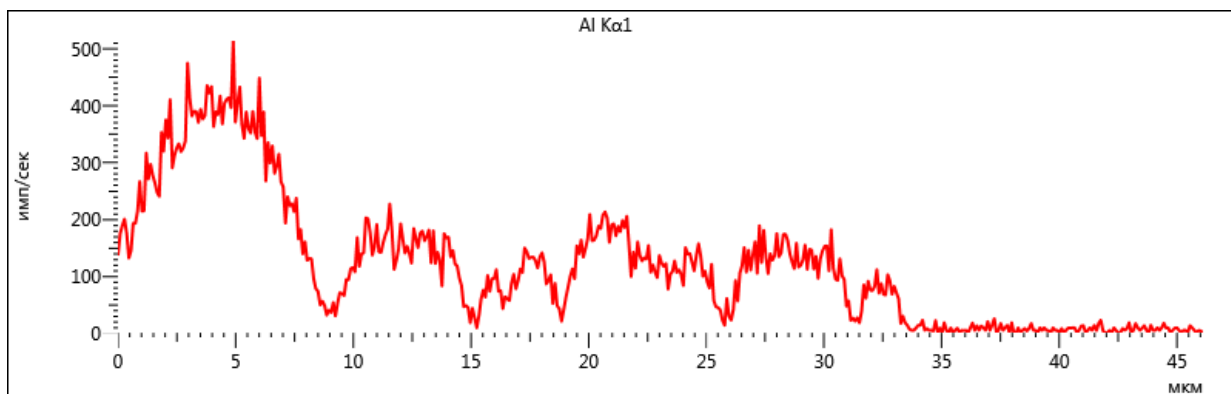
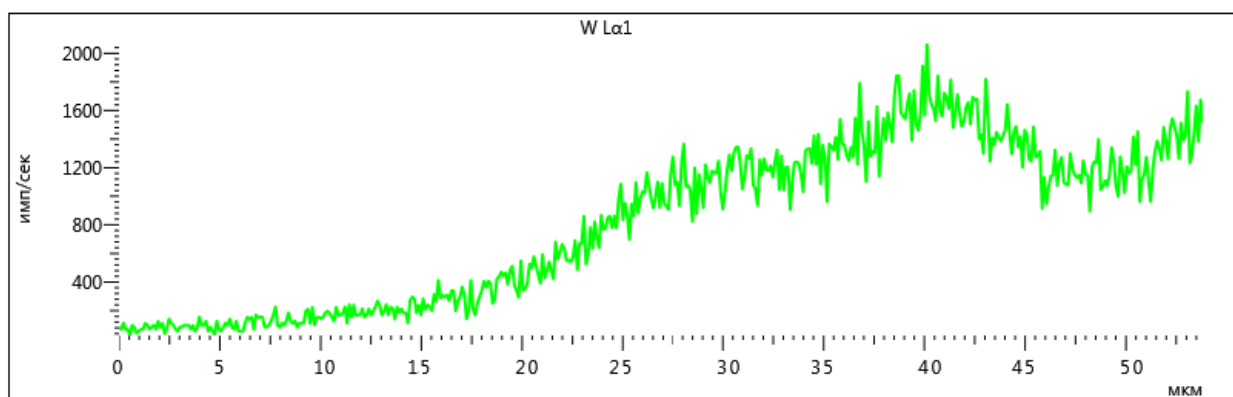
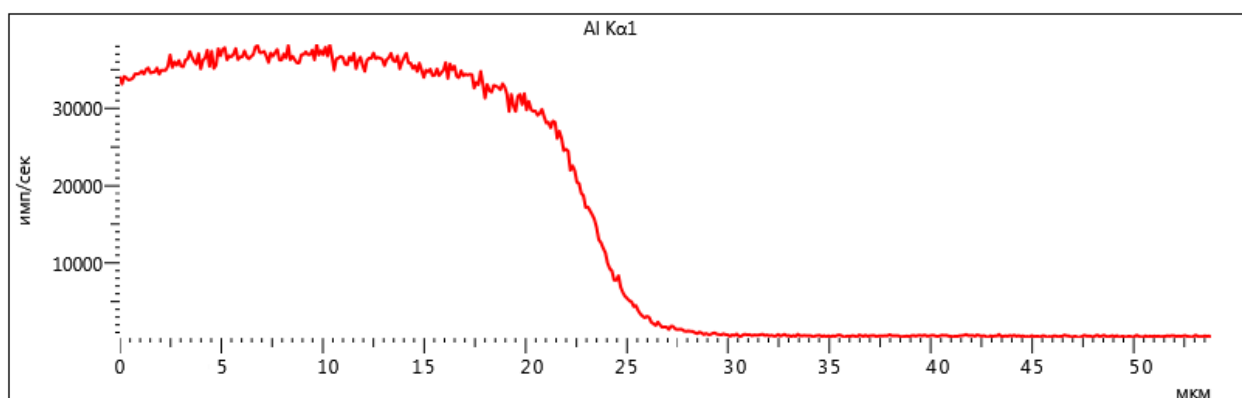
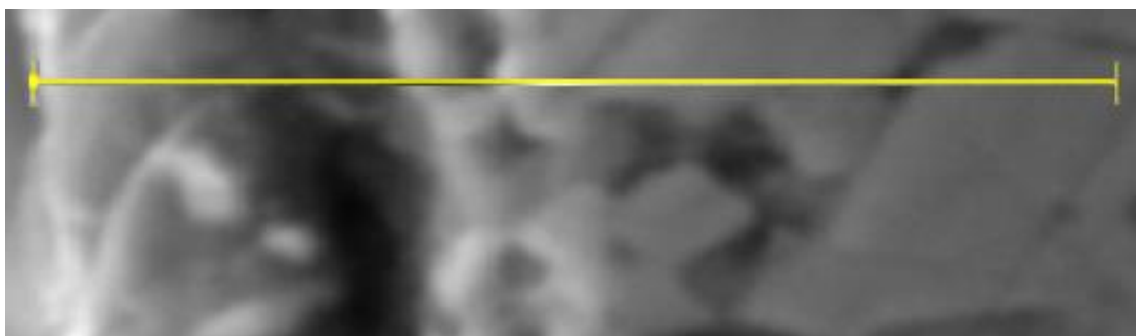


Рисунок 19. Профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым слоем 45 мкм

Температура нанесения алюминиевого слоя на образцы из твердого сплава составляла 700°C , что меньше $0,8T_{\text{пл}}$ твердого раствора (Co+растворенные в нем карбиды TiC, TaC, WC), при которой проходят диффузионные процессы, следовательно, Co вступает в реакцию с жидким алюминием, образуя жидкий расплав. Из рисунка 19 следует, что твердые зерна карбидов, не растворяясь, находятся в жидком расплаве из кобальта с алюминием, что видно из пиков рентгенограмм.

Минимум пика Al соответствует максимуму пика W для данной области. В результате, на долю Al приходится порядка 3 мкм из 45 мкм нанесенных, доля присутствия кобальта в этой области (до 3 мкм) незначительна. Практически все покрытие пропитано кобальтом, хотя идет процесс напыления алюминия. Следовательно, скорость напыления алюминия и скорость расплавления кобальта в алюминии практически близки. На рисунке 20 представлен профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым слоем 20 мкм.



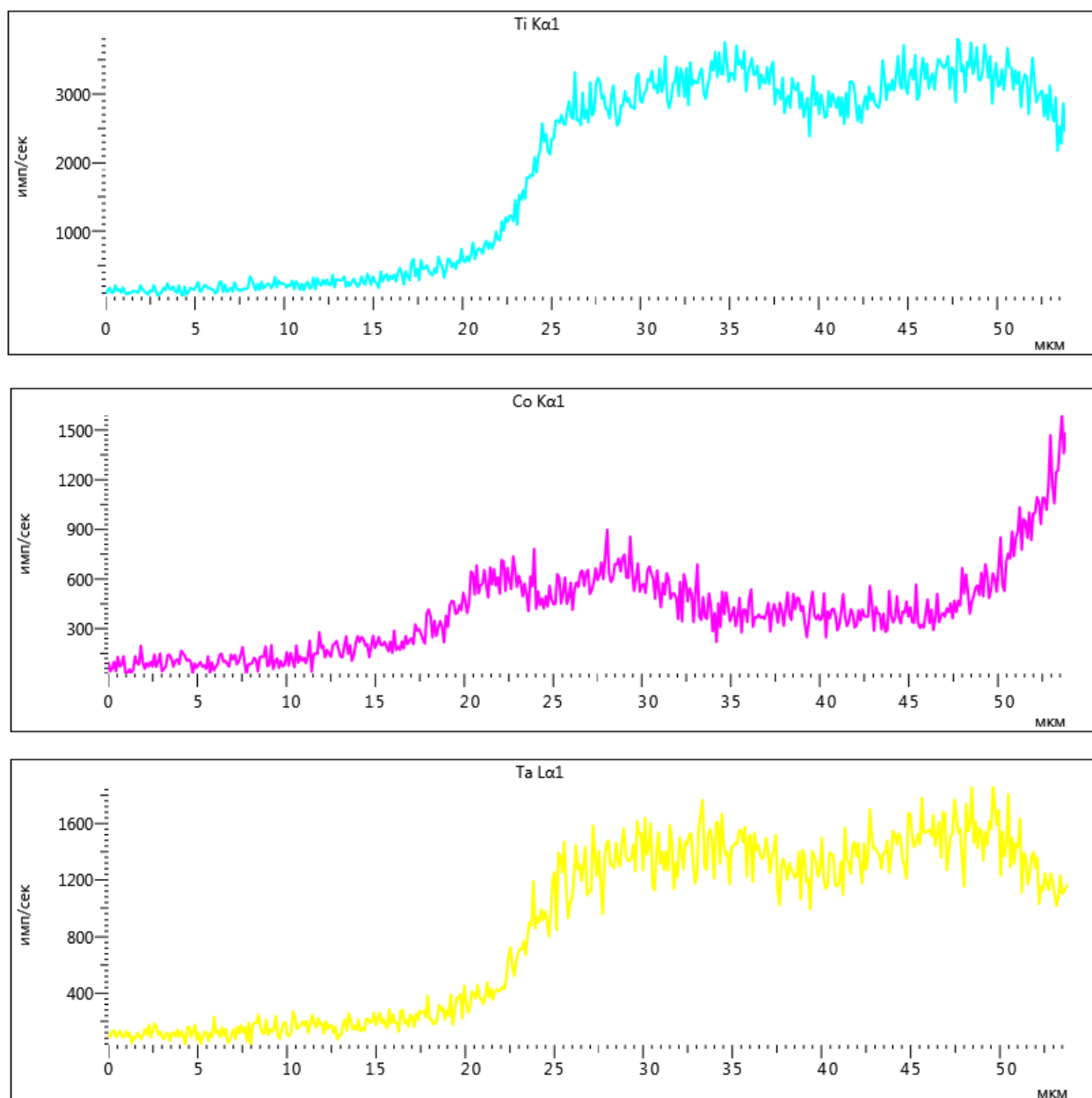
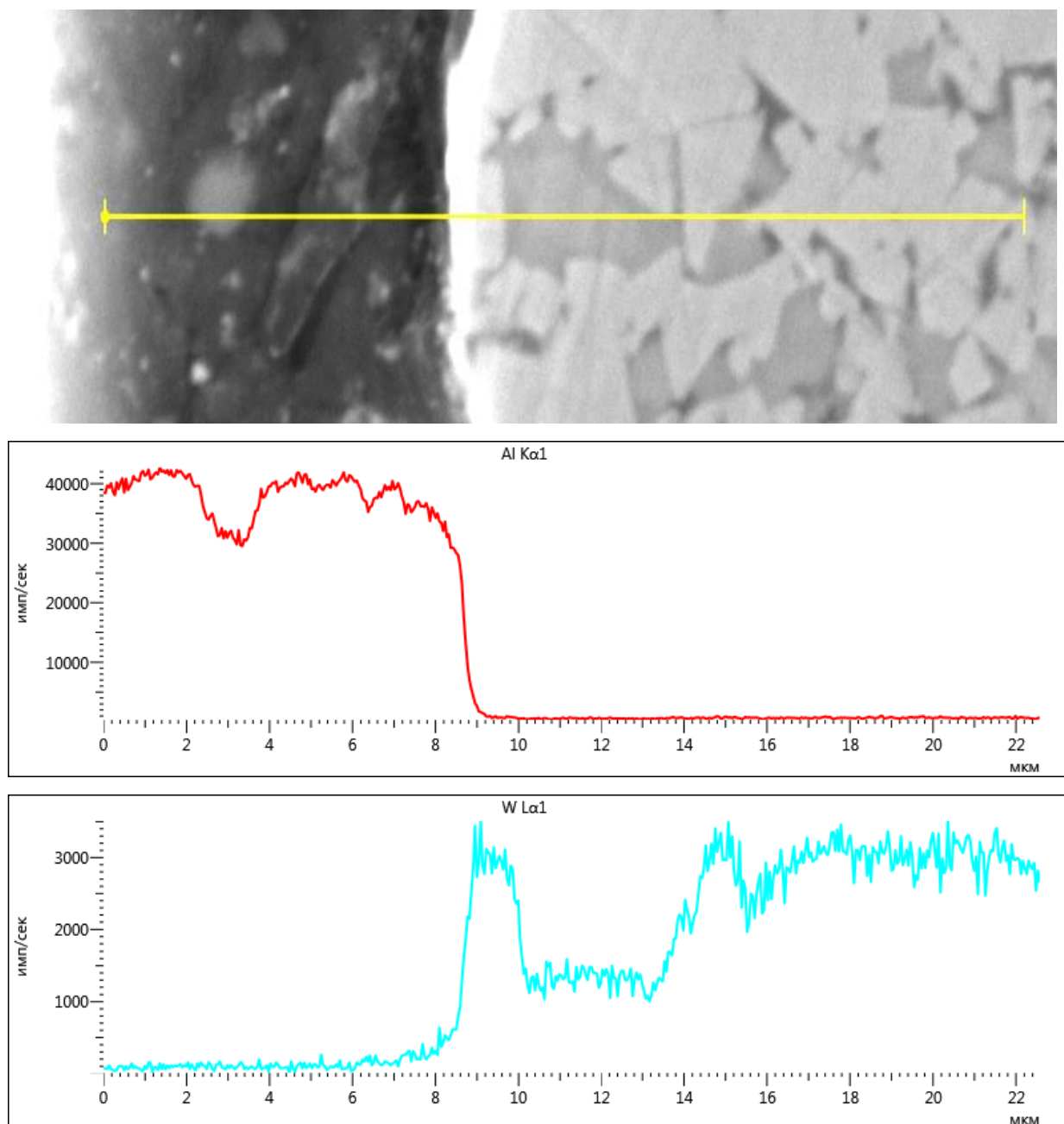


Рисунок 20. Профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым покрытием 20 мкм без барьерного слоя

Из рисунка 20 следует, что твердые зерна карбидов, не растворяясь, находятся в жидком расплаве из кобальта с алюминием, что видно из пиков рентгенограмм, однако их количество не велико, что связано, по-видимому, с меньшим (в 2 раза) временем нанесения алюминиевого слоя, чем при нанесении 45 мкм. Минимум пика Al соответствует максимуму пика Ta, Co для данной области. В результате, на долю Al приходится порядка 8-10 мкм из 20 мкм нанесенных, остальная часть – сплав Co с Al. Незначительная часть элементов (Ti, Co, Ta), возможно

в растворе, находится по всему объему алюминиевого слоя. На рисунке 21 представлен профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым слоем 9 мкм.



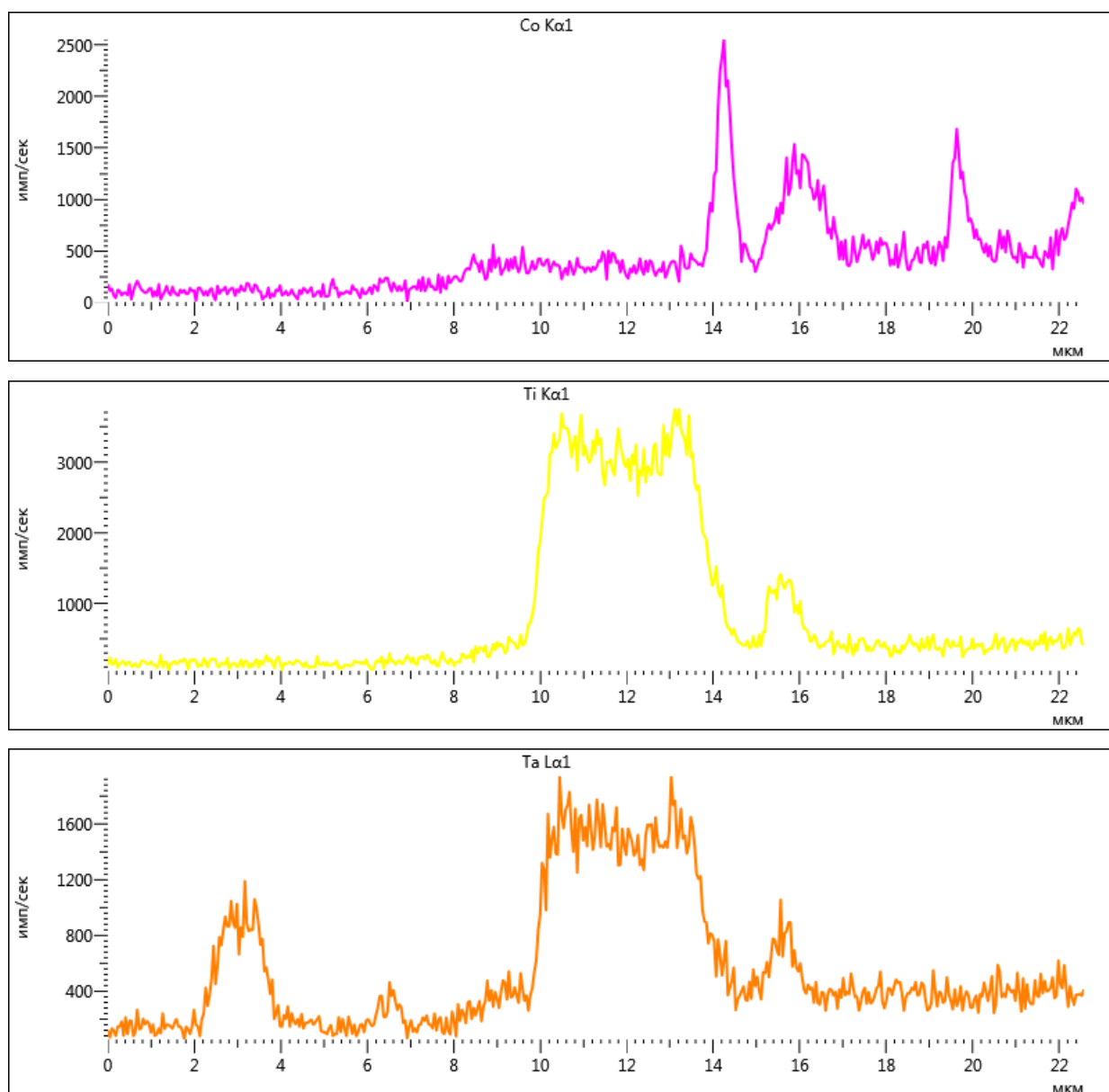


Рисунок 21. Профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым слоем 9 мкм

Из рисунка 21 следует, что твердые зерна карбида тантала, не растворяясь, находятся в алюминиевом слое, что видно из пиков рентгенограмм. Скорее всего это связано с дефектом изготовления шлифа. Минимум пика Al соответствует максимуму пика Ta для данной области. В результате, на долю Al приходится около 9 мкм. После 9 мкм наблюдается присутствие карбидов W, Ti, Ta в связке Co. Содержание кобальта увеличивается, начиная с 8 мкм.

Фазовый анализ состава образцов, с толщиной нанесенного Al – 9 мкм без барьерного подслоя, проводился на основе данных, полученных на дифрактомет-

ре ДРОН-3М. В таблице 11 приведен фазовый состав образцов с алюминиевым слоем без барьерного слоя.

Таблица 11. Результаты фазового анализа состава приповерхностного слоя

Отобранная фаза	Символ Пирсона	Описание	Абсолютная интенсивность	Относительная интенсивность
Al_9Co_2	hP12/18	Гексагональная кристаллическая решетка	78,23	7,16
WC	hP2/5	Гексагональная кристаллическая решетка	477,57	43,70
(W,Ti)C	cF8/2	Кубическая гранцентрированная кристаллическая решетка	466,20	42,66
$\text{Al}_3\text{Ti}_{17}$	hP2/1	Гексагональная кристаллическая решетка	54,71	5,01

Соединение $\text{Al}_3\text{Ti}_{17}$ образуется, вероятно, как продукт взаимодействия со сложным карбидом типа TiC-TaC-WC, так как он менее стоек, чем отдельный карбид. Таким образом, при нанесении кобальт вступает в реакцию с жидким алюминием, образуя жидкий расплав. Твердые зерна карбидов мало растворяются в алюминии и находятся в этом расплаве. Твердый сплав активно взаимодействует с жидким алюминием, даже при небольших температурах до 700°C , что может негативно влиять на эксплуатационные характеристики покрытия.

Как следует из результатов экспериментов, Co активно взаимодействует с жидким алюминием. Попытка нанесения алюминия в твердофазном состоянии при температуре 500°C , не дала положительных результатов, в связи с осыпанием алюминия по режущим кромкам пластины.

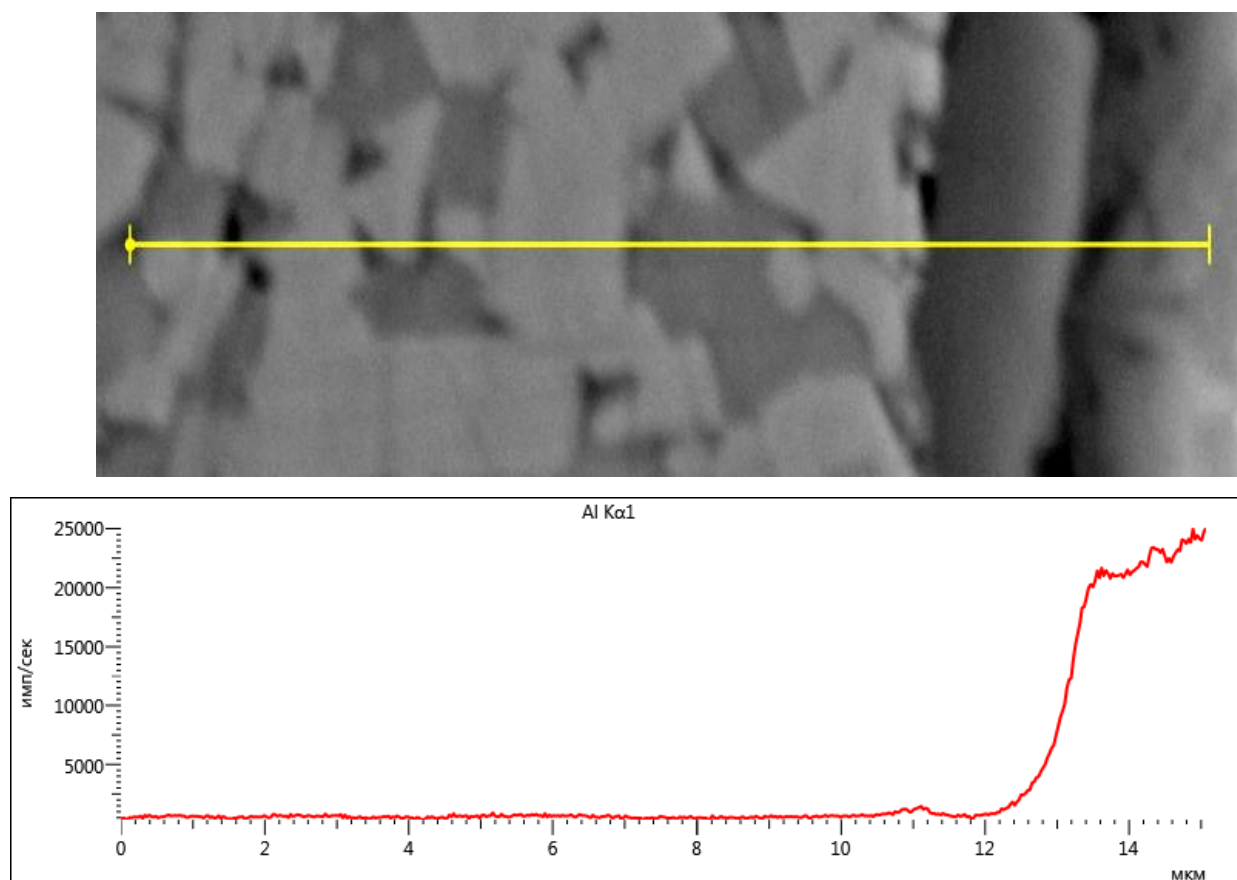
Для исключения факторов, снижающих функциональное действие покрытия, необходимо между поверхностью пластины и алюминием наносить барьерный слой, препятствующий проникновению расплавленного алюминия на поверхность основы из твердого сплава.

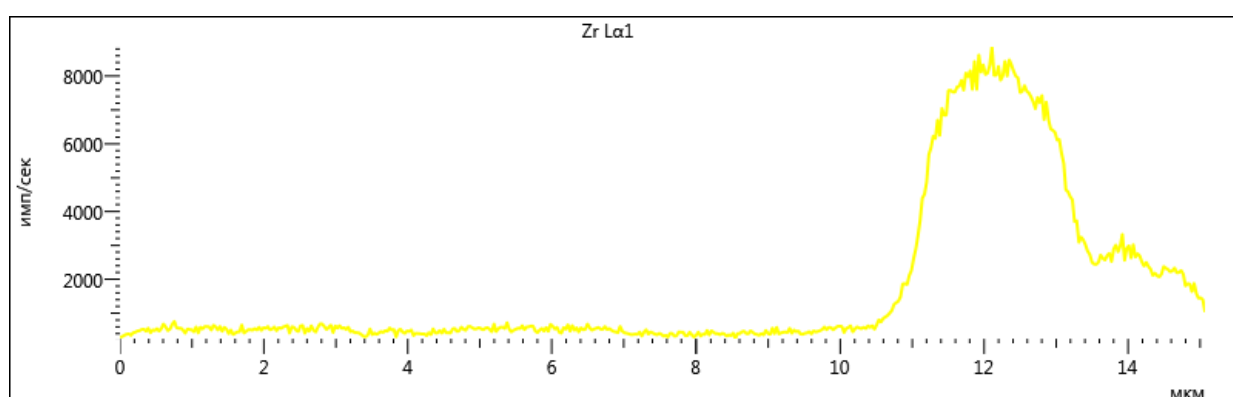
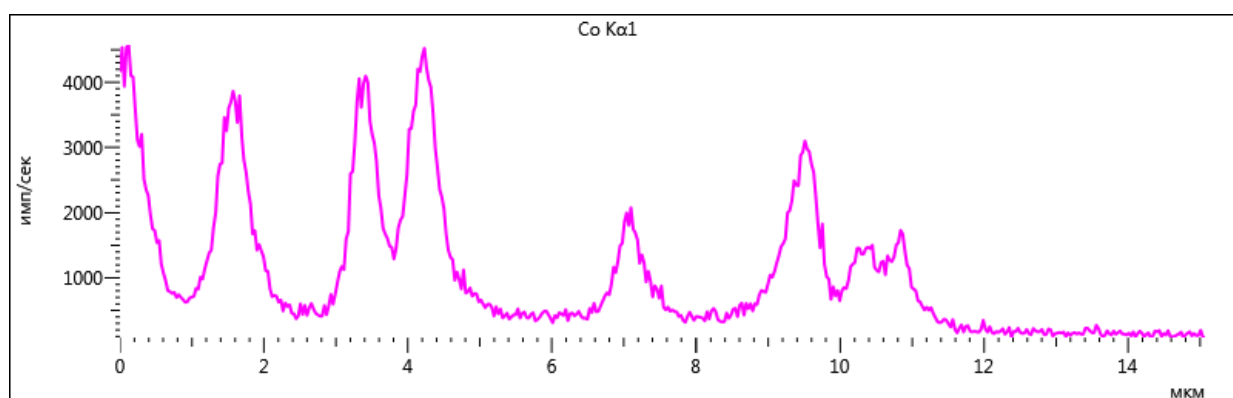
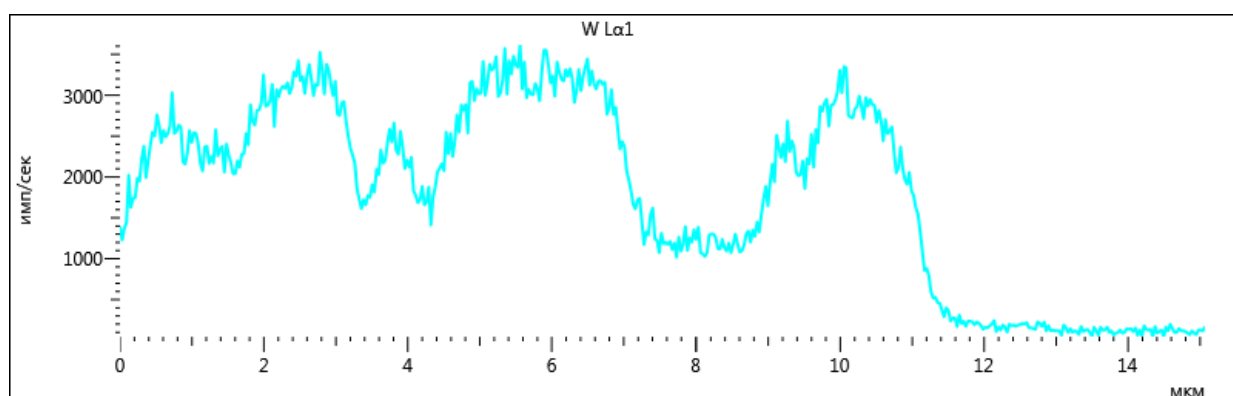
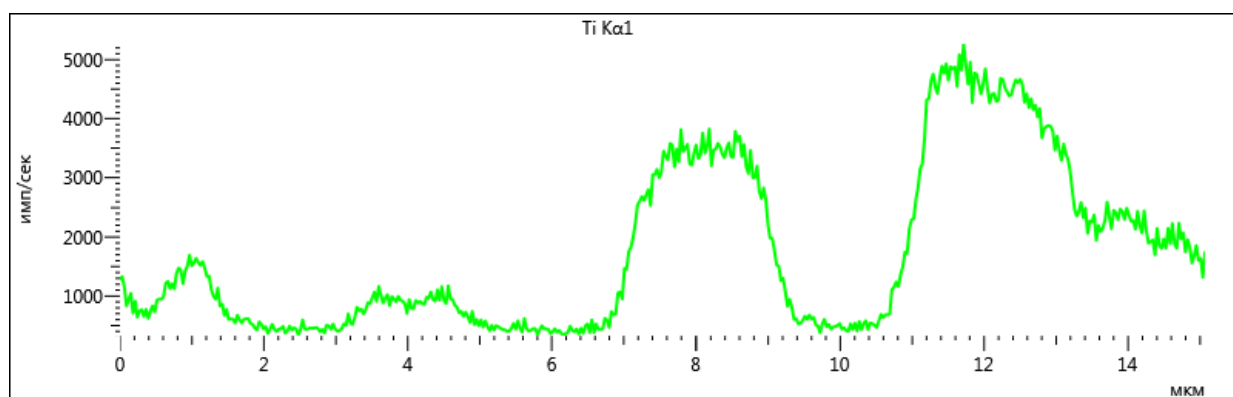
3.1.2 Нанесение алюминия на пластины с барьерным слоем

Для предотвращения образования соединений тугоплавких элементов и кобальта с алюминием, была выдвинута гипотеза о необходимости нанесения барьерного слоя на твердый сплав.

Экспериментальные исследования по изучению необходимости нанесения барьерного слоя на твердосплавную пластину проводились на режущих пластинах SNUN120408 из твердого сплава ТТ10К8Б. На пластины наносились барьерный и алюминиевый слой. Барьерный слой $(\text{Ti}, \text{Nb}, \text{Zr})\text{N}$ является тепло – и химически стойким, обладает хорошими барьерными свойствами. Толщина барьерного слоя составляли 5 – 6 мкм, алюминиевого – 9, 12 мкм.

На рисунке 22 представлен профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым покрытием 9 мкм и барьерным слоем из $(\text{Nb}, \text{Ti}, \text{Zr})\text{N}$.





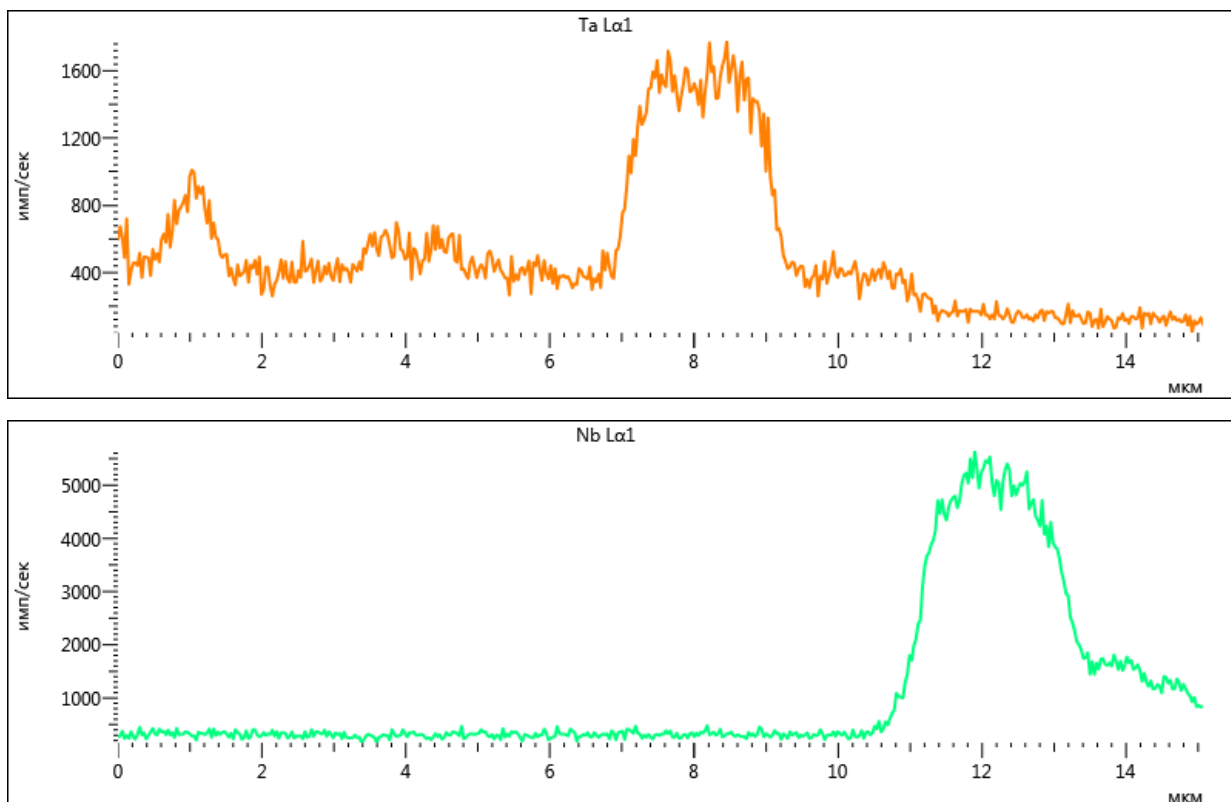
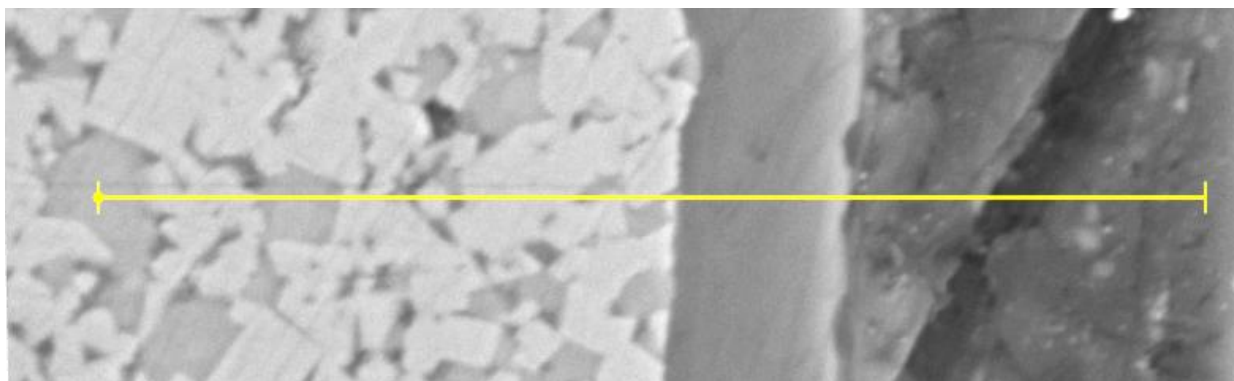
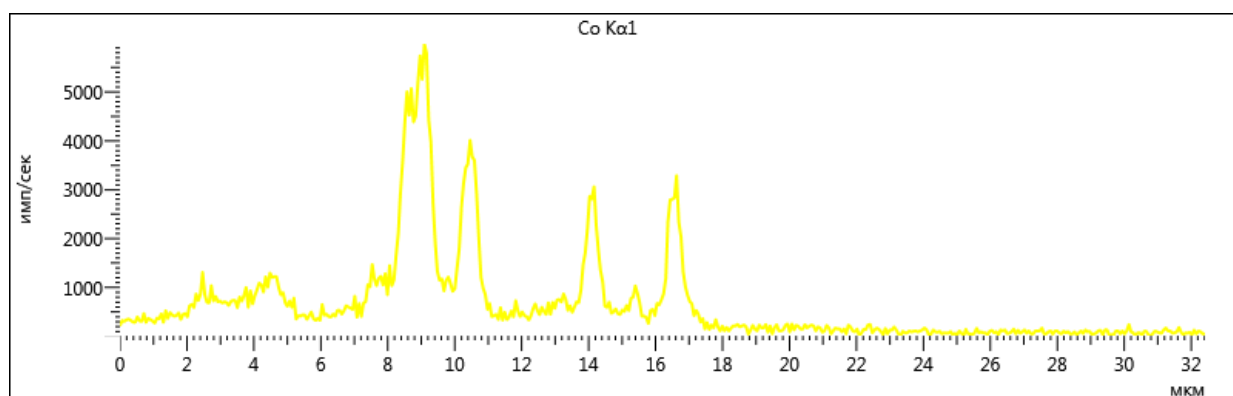
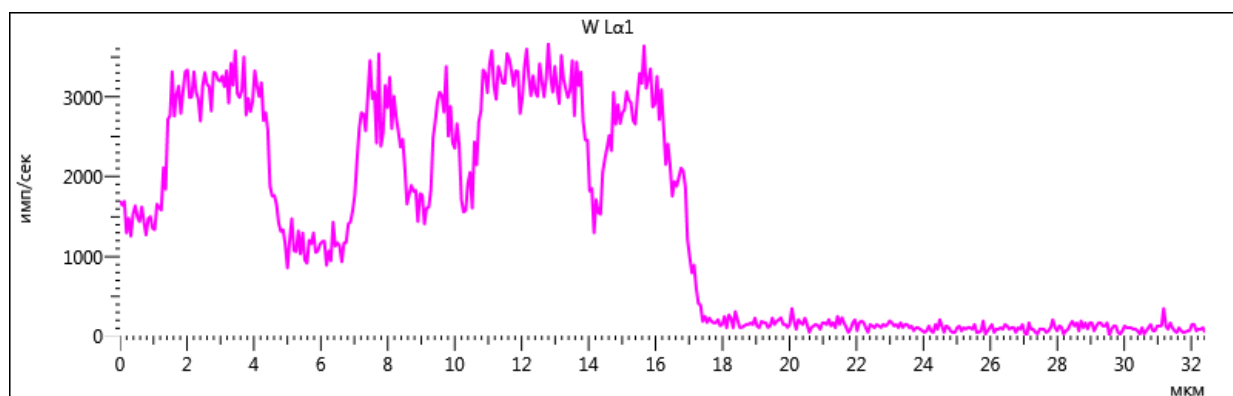
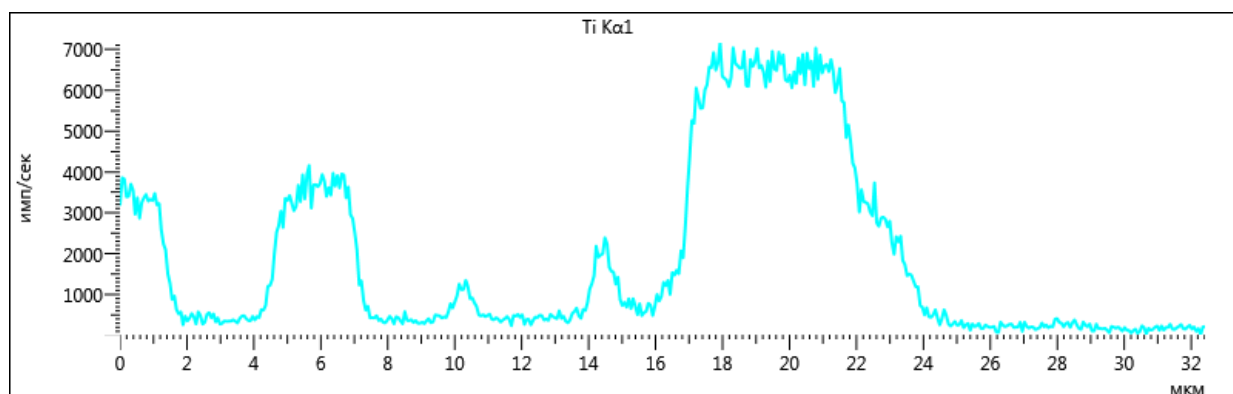
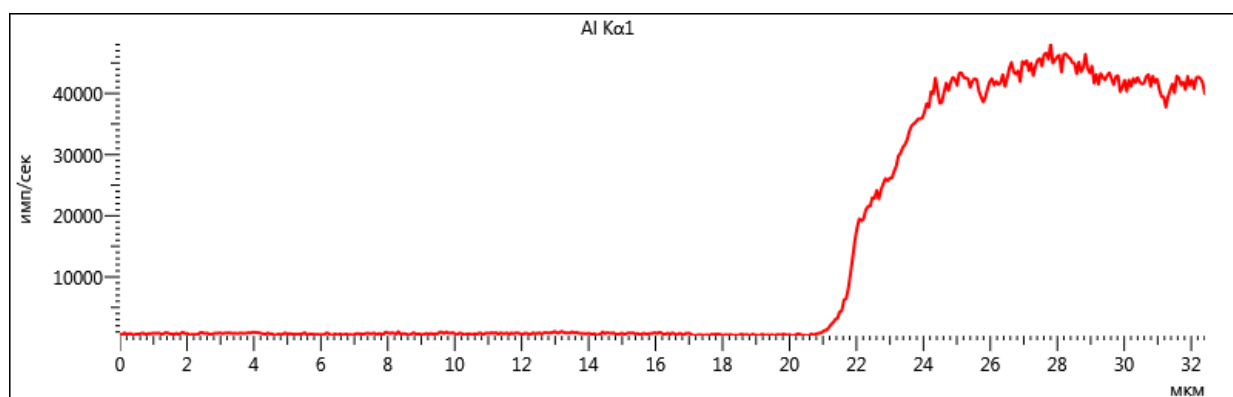


Рисунок 22. Профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым покрытием 9 мкм и барьерным слоем из (Nb,Ti,Zr)N

Из рисунка 22 следует, что толщина алюминиевого слоя составляет порядка 9 мкм, в алюминиевом слое присутствуют химические элементы Ti, Nb, Zr, возможно связанные, входящие в состав барьерного слоя.

На рисунке 23 представлен профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым покрытием 12 мкм и барьерным слоем из (Nb,Ti,Zr)N.





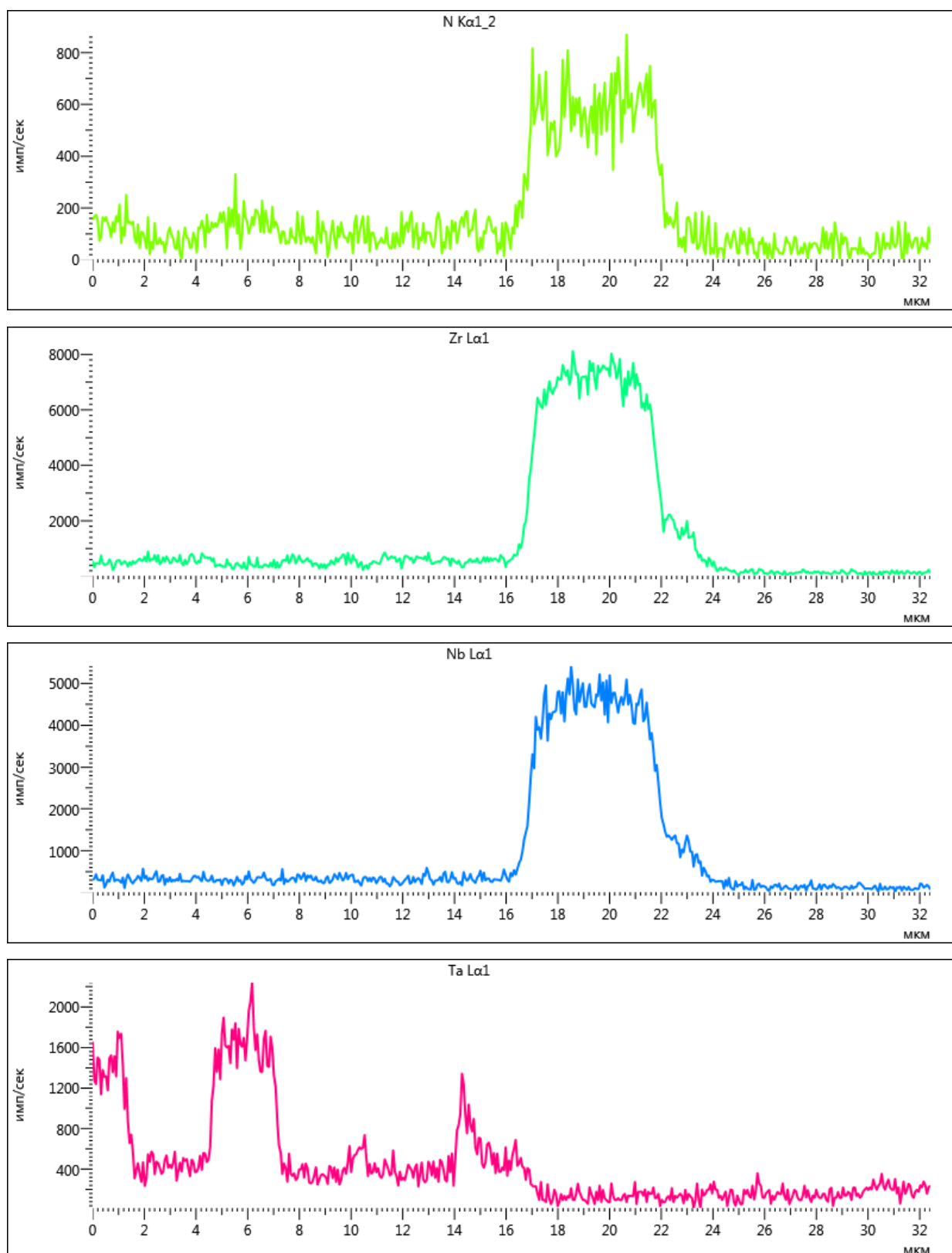
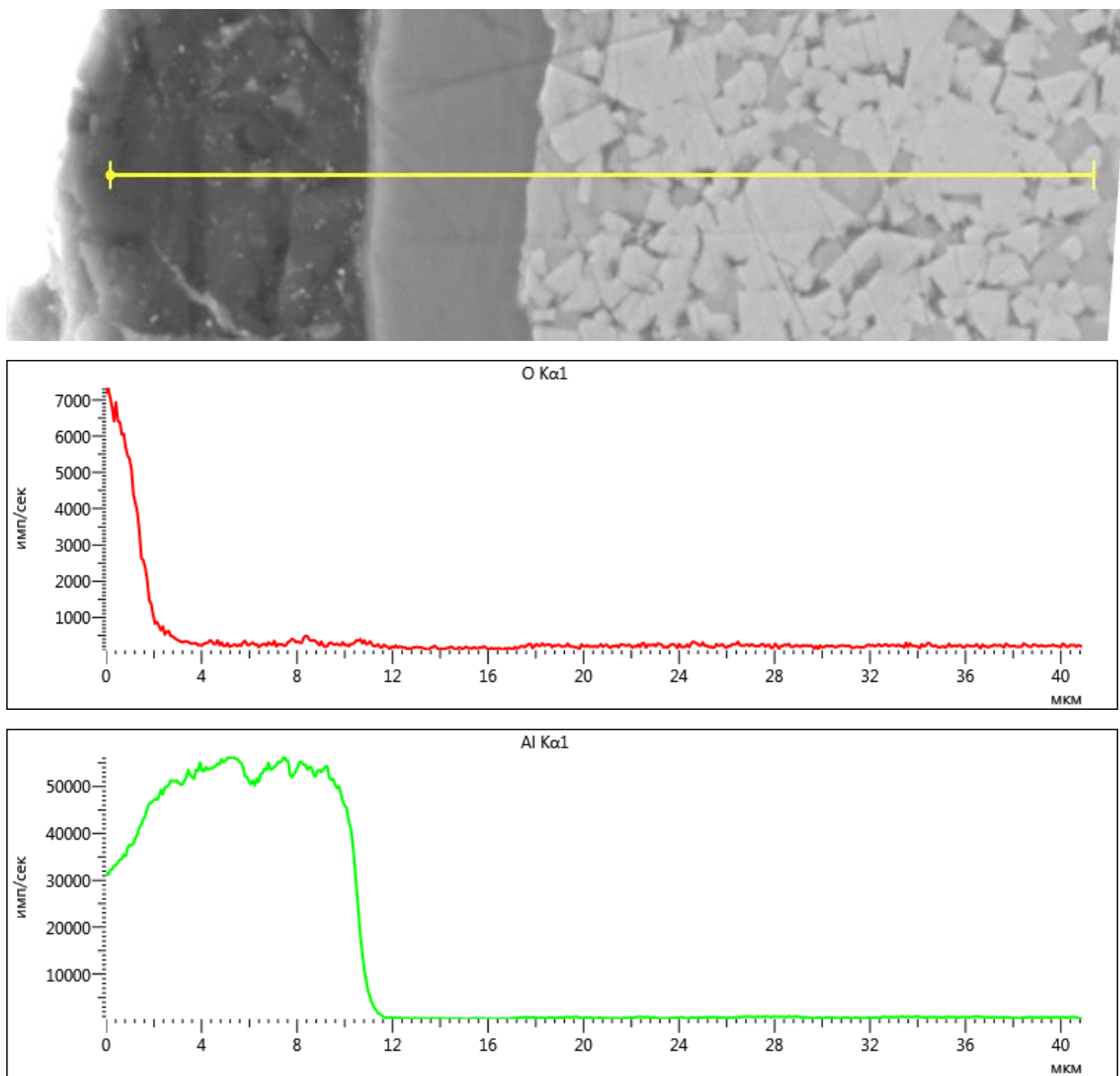


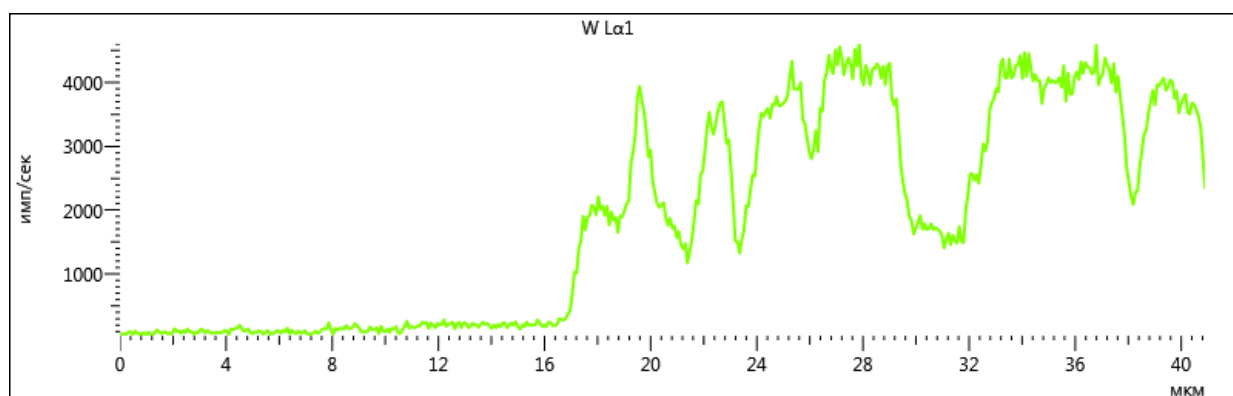
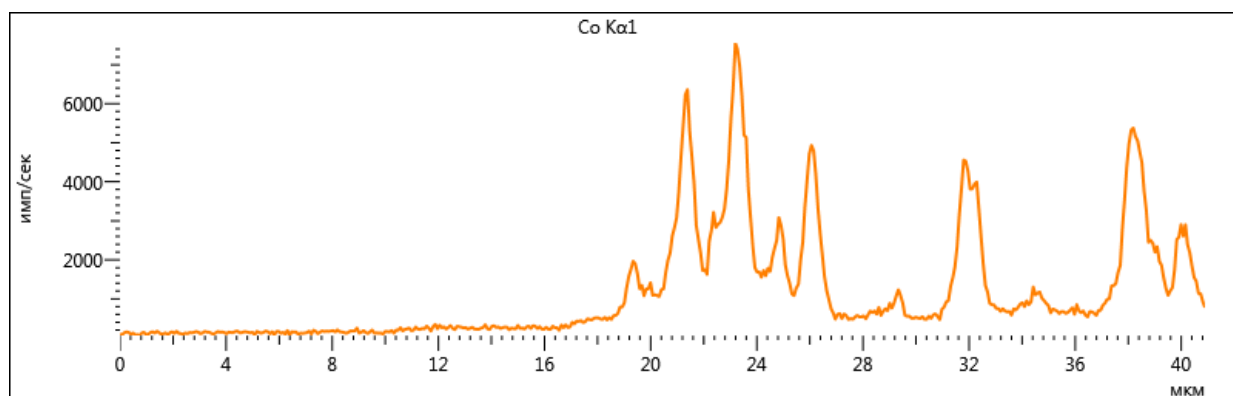
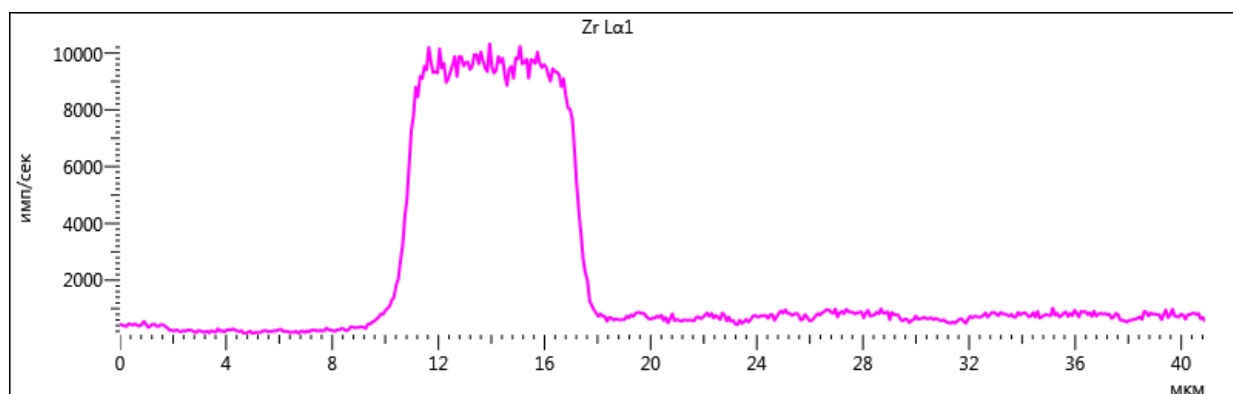
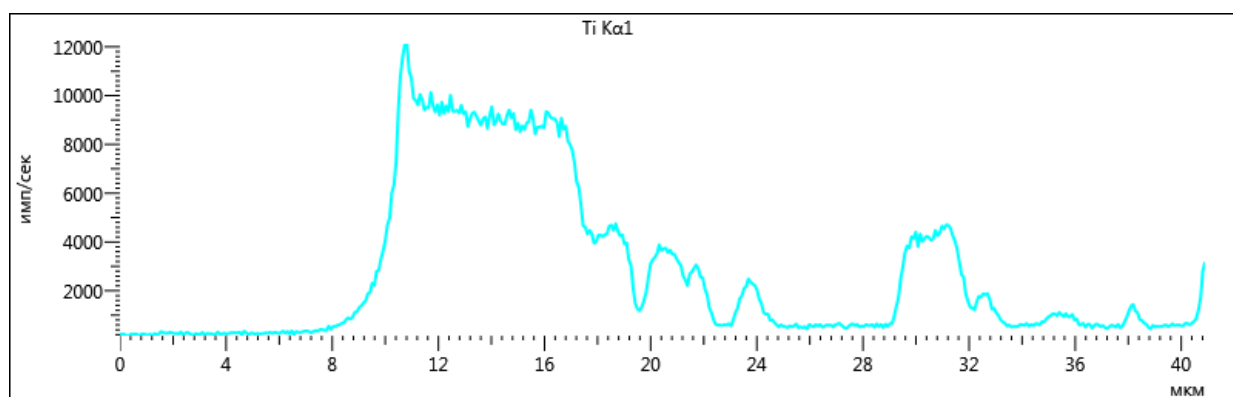
Рисунок 23. Профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым покрытием 12 мкм и барьерным слоем из (Nb,Ti,Zr)N

Из рисунка 23 следует, что толщина алюминиевого слоя составляет порядка 12 мкм. В алюминиевом покрытии присутствует незначительная доля соедине-

ний Ta. Толщина барьерного слоя составляет порядка 5 мкм. В барьерном слое не наблюдается видимая доля Al.

На рисунке 24 представлен профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым покрытием 12 мкм и барьерным слоем из (Nb,Ti,Zr)N после оксидирования методом МДО.





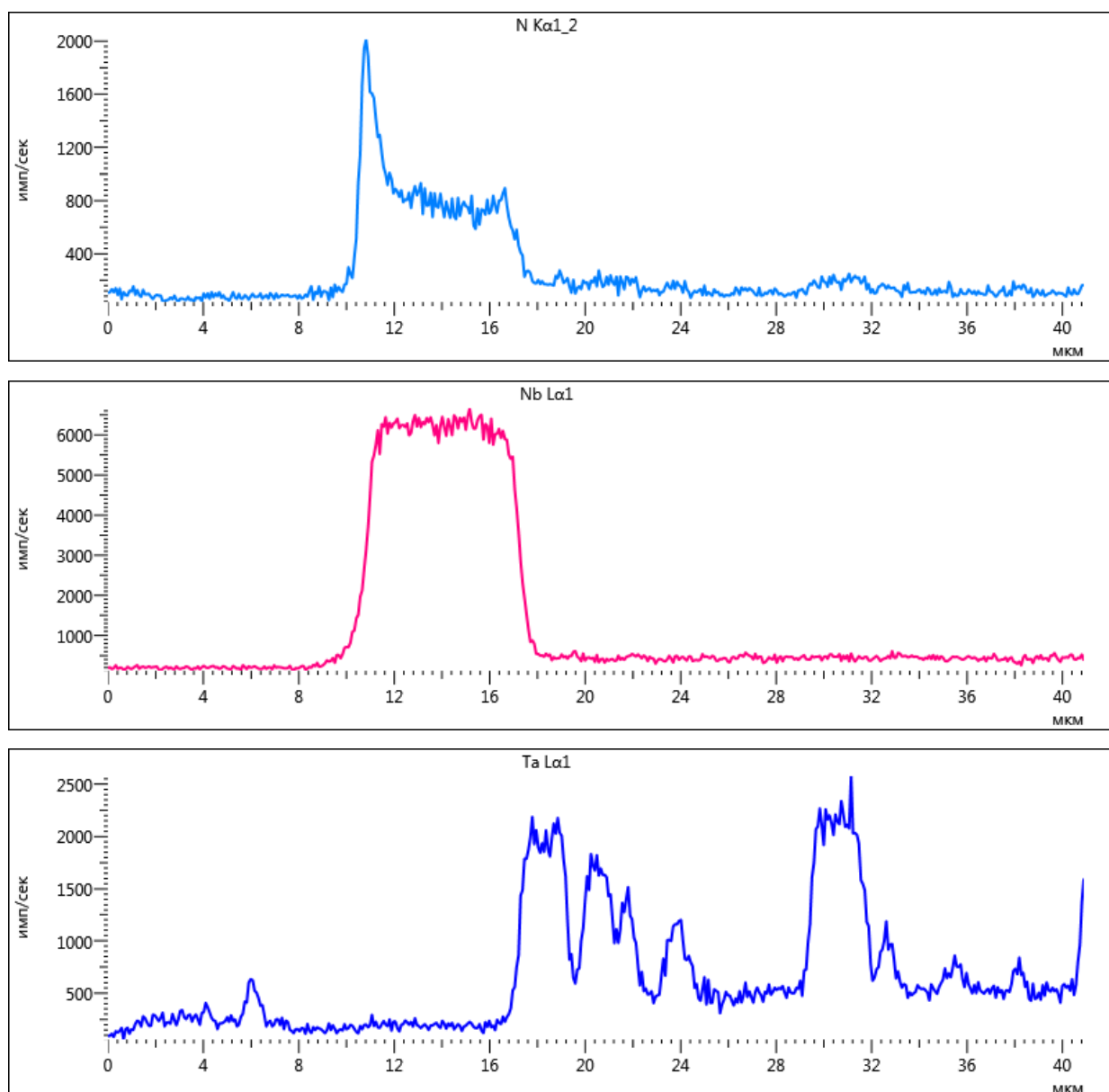


Рисунок 24. Профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым покрытием 12 мкм и барьерным слоем из (Nb,Ti,Zr)N после оксидирования методом МДО

Из рисунка 24 следует, что толщина алюминиевого слоя составляет приблизительно 12 мкм. Содержание кислорода указывает на то, что покрытие до 4 мкм представляет собой оксид алюминия. От 4 до 12 мкм наблюдается не окислённый алюминий, что свидетельствует о необходимости оптимизации режимов МДО. В приграничном слое толщиной порядка 1,5 мкм, в алюминии наблюдаются химические элементы из барьерного слоя (Ti,Nb,Zr)N.

Как показали исследования, кобальт из твердого сплава реагирует с нанесенным алюминием. Зерна же карбида остаются практически неизменными. Хорошо видно, что прямоугольная форма карбидных зерен не меняет своей формы и округления на углах и гранях обычного наблюдаемого при растворении, не происходит. В расплаве кобальта и алюминия содержатся соединения W, Ti, Nb, Zr. Кобальт активно взаимодействует с жидким алюминием. При этом жидкий алюминий полностью растекается по кобальтовой связке [58].

Ликвация кобальта по толщине жидкой пленки связана с тем, что с открытой поверхности постоянно поступает новая порция алюминия и на толстых пленках видна граница. Этот факт может означать, что скорость взаимодействия кобальта сравнима со скоростью осаждения алюминия и составляет примерно 0,008 мкм/с. Эффективность барьерного слоя определяется временем нанесения на него алюминия. На пленках более 20 мкм алюминий проникает по сквозным порам с образованием раствора кобальта с ним. Барьерный слой на толстых покрытиях лишь частично защищает твердый сплав от проникновения, расплавленного Al. На пленках менее 20 мкм не наблюдается видимое проникновение жидкого алюминия до твердого сплава основы.

Полученные выводы согласуются с результатами рентгенофазового анализа образцов с покрытием Al– 12 мкм и барьерным слоем (Ti,Nb,Zr)N, таблица 12.

Таблица 12. Результаты рентгенофазового анализа состава приповерхностного слоя образцов с барьерным слоем

Отобранная фаза	Символ Пирсона	Описание	Параметры решетки, нм	Плотность, 10^{-2} кг/м ³	Абсолютная интенсивность	Относительная интенсивность
WC	hP3/2	ГЦК	a = 0,438 c = 0,284	15,8	478,69	23,81
(TiTaW)C	cF8/2	Кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка	a = 0,434	15,8	309,50	15,40
(TaTi)N	cF8/2	Кубическая гранецентрированная решетка	a = 0,433	5,44	216,73	10,78

TiN	cF8/2	Кубическая гране-центрированная решетка	$a = 0,424$	5,44	48,87	2,43
NbN	cF8/2	Кубическая гране-центрированная решетка	$a = 0,438$	8,4	156,00	7,76

На основании представленных, на рисунках профиля распределения элементов по линии, можно говорить о том, что идет поверхностное взаимодействие компонентов твердого сплава с жидким алюминием. Наблюдается некоторый «дрейф» тугоплавких соединений барьерного слоя с поверхности в жидкий расплав. Скорость этого «дрейфа» выше скорости диффузии алюминия в барьерный слой. Поэтому пограничная зона с алюминием обогащена титаном, ниобием и цирконием. Барьерный слой при взаимодействии с жидким алюминием в течение 6 ч уменьшается на 2 – 3 мкм, что в 10 раз медленнее, чем для твердого сплава без барьерного слоя.

Барьерный слой с Al может образовывать износостойкие жаропрочные шпинели, положительно влияющие на режущие свойства твердосплавных пластин с исследуемым покрытием.

Для режущего инструмента по технологическим причинам общая толщина покрытия не может превышать 20 мкм, следовательно, барьерный слой, может надежно защищать основу от расплава алюминия, при осаждении тонких пленок, время нанесения которых составляет не более 1 ч.

Растворение барьерного слоя за время нанесения алюминия (не более 1 ч) толщиной до 20 мкм составляет около 0,5 мкм.

Таким образом, доказана необходимость в нанесении барьерного слоя для защиты поверхности твердого сплава режущих пластин при нанесении алюминия и дальнейшего оксидирования поверхности методом микродугового оксидирования (МДО).

3.2 Модель оксидного покрытия

Для обеспечения эксплуатационных характеристик, композиция инструмент- покрытие, должна обладать следующими свойствами:

- высокой твердостью;
- стабильностью покрытия;
- стойкостью к разрушению при ударном воздействии и знакопеременных нагрузках;
- инертностью покрытия к обрабатываемому материалу.

Эти требования достигаются сочетанием свойств покрытия и твердого сплава основы путем изменения физико-механических характеристик покрытия по глубине по определенно заданному закону.

Покрытия могут быть однослойными и многослойными. Наиболее эффективными признаются многослойные покрытия, каждый слой которого имеет определенное функциональное назначение. Например, наружный слой должен быть наиболее инертен при взаимодействии с обрабатываемым материалом. Прилежащий к твердому сплаву основы слой должен обладать хорошей адгезией и близким коэффициентом линейного расширения с основой.

Промежуточные слои нивелируют разницу между свойствами наружного и контактного с основой слоя.

Однако, физико-механические свойства слоев покрытия и инструментального материала должны быть заданы при температуре эксплуатации, так как изменяются с повышением температуры. К настоящему времени накоплены определенные данные о свойствах обрабатываемых и инструментальных материалов при высоких температурах.

Модели покрытия, созданные к настоящему времени, основаны на анализе упругих постоянных тугоплавких соединений. Упругие постоянные являются мерой прочности химической связи твердых тел, коррелируют с его твердостью, уровнем энергии на преодоление межатомных связей и др.

Связь упругих постоянных с плотностью твердых тел, их температурой плавления, удельным объемом исследовалась в работе [59].

Применение промежуточных слоев в общепризнанных моделях Верещаки А.С., Табакова В.П. [60,61,62,63] связано с плавным изменением характеристик наружного и прилегающего к основе слоя, а также выполнением барьерных функций: изменять теплофизические свойства покрытия. Для увеличения упруго-пластических свойств покрытия предлагается чередование твердых и «мягких» слоев в покрытии.

Фадеев В.С. [64] предложил модель, исключаящую использование барьерных слоев, создающих скачок свойств на границе раздела слоев покрытия. Основной модели является плавное изменение теплопроводности и модуля нормальной упругости покрытия. В соответствии с этой моделью теплопроводность должна повышаться от поверхности к телу инструментального материала для снижения температуры в зоне резания.

Это предположение верно лишь в узком диапазоне изменения температуры т.к. связка (кобальт с растворенными в нем карбидами тугоплавких соединений) работоспособна до температуры 700 – 800°C. Отвод теплоты в инструмент при высоких температурах способствует пластическому течению связки и снижению работоспособности инструмента.

Данное предположение не влияет на работоспособность разработанной модели, в основе которой рассматривается изменение упругих постоянных по глубине покрытия, а теплопроводность, как основной параметр, не рассматривается. Таким образом, до настоящего времени не создана модель, описывающая распределение температуры в покрытии и твердом сплаве основы.

Работа направлена на создание покрытия, способного работать на высоких скоростях резания и, следовательно, при высоких температурах. Схема модели приведена на рисунке 25.

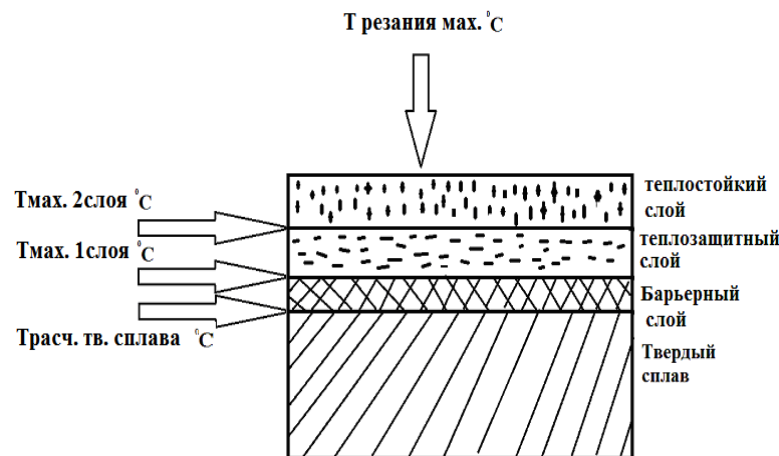


Рисунок 25. Схема модели высокотемпературного покрытия

Граничными условиями модели является градиент температур на границе слоев, обеспечивающих их максимальную работоспособность и всего покрытия, и инструмента в целом.

Другим ограничением является общая толщина покрытия, которая ограничена 20 мкм. Более высокая толщина приводит к росту остаточных напряжений, дефектам покрытия, микротрещинам и др. [30].

Таким образом, разработанная модель покрытия для эффективной эксплуатации инструмента на высоких температурах должна соответствовать следующим требованиям:

- Внешний слой должен быть наиболее инертен к обрабатываемому материалу, сохранять твердость и стабильность при температуре до 1200°C;
- второй теплозащитный слой должен иметь низкую теплопроводность по сравнению с первым;
- модуль упругости и коэффициент линейного расширения второго слоя должны быть близкими к указанным характеристикам внешнего слоя;
- для увеличения упругопластических свойств покрытия второй слой должен быть более мягким, по сравнению с внешним;
- коэффициент линейного расширения, модуль упругости барьерного слоя должен быть сопоставим с аналогичными характеристиками твердого сплава основы;

- между вторым и барьерным слоем может быть один или два промежуточных слоев, обеспечивающих плавное изменение упругих характеристик покрытия.

3.3 Основные параметры композитного высокотемпературного покрытия

В последнее время наибольшее внимание уделяется покрытиям на основе соединений алюминия, это в основном нитриды и сложные оксинитриды. Разработано покрытие (Al,Ti)N с содержанием AlN более 50%, позволяющее работать на повышенных скоростях резания.

Наиболее эффективным является покрытие, в состав которого входит α -модификация оксида алюминия, которая устойчива до 2044 °С. Кроме того, существуют метастабильные кристаллические модификации оксида алюминия (γ -, η -, θ -, Al_2O_3). При нагревании метастабильные модификации Al_2O_3 переходят необратимо в α -форму. Переход этот совершается довольно медленно, начиная с 1100 – 1200 °С и полностью завершается при 1450 °С. При переходе их в α - Al_2O_3 форму выделяется 32,8 кДж/моль. Переход из γ -, в α -форму сопровождается объемным сжатием на 14,3%. Эксплуатационные характеристики инструмента могут быть повышены, за счет получения в покрытии различных модификаций Al_2O_3 : пористые метастабильные модификации Al_2O_3 обладают высокими тепло- и электроизоляционными свойствами и защищают твердый сплав от действия высокой температуры, α - Al_2O_3 – модификация имеет высокую твердость при температурах резания, превышающих 1100 – 1200 °С. Данное покрытие приближается по свойствам к керамическим материалам, но имеет более широкую область применения, от обработки конструкционных материалов до спецсплавов.

В связи с тем, что максимальная температура нанесения покрытия на установке PVD составляет 900 °С, а на CVD – 1050 °С возникает необходимость разработки нового метода и технологии получения композитного покрытия на инструмент.

Композиционное покрытие можно получить, совмещая физический PVD и электрохимический МДО (метод микродугового оксидирования) методы. Воз-

возможность использования данного метода обусловлена физическими особенностями процесса оксидирования. В зависимости от режимов МДО температуру разряда можно варьировать от 1000 до 5000 °С [17,19,20]. Толщина оксидного слоя может достигать 200 – 300 мкм.

Механизм реализации процесса МДО заключается в пробое парогазовой фазы в сквозных порах и выносе плазмы на поверхность покрытия, образования оксидов металлической основы их охлаждение и затвердевание.

Для проведения операции оксидирования на поверхность пластины необходимо нанести барьерный слой методом PVD, препятствующий окислению компонентов твердого сплава, в первую очередь WC и Co, а также слой «чистого» алюминия одним из известных способов. Метод МДО с успехом используется для повышения эксплуатационных характеристик деталей из легких сплавов. Однако до настоящего времени для получения износостойких покрытий на режущем инструменте этот метод не применялся. В отличие от оксидных защитных покрытий, толщина которых на поверхности деталей из лёгких сплавов достигает 200 – 300 мкм, покрытие на режущем инструменте имеет ряд отличительных особенностей, связанных с его эксплуатацией. Твердый сплав обладает более высокими теплостойкими характеристиками, чем легкие сплавы, поэтому есть возможность снизить толщину алюминиевого слоя до 20 мкм и менее, а также время поддержания высоких температур в плазменном микрообъеме, за счет увеличения режимов оксидирования, для превращения низкотемпературных модификаций оксида алюминия в высокотемпературную модификацию $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Как было изложено выше, метод МДО применяется в настоящее время для нанесения защитного покрытия на легкие сплавы. Для покрытия инструмента данный метод не использовался. Поэтому в данной работе исследовались особенности применения МДО для покрытия твердых сплавов. Структура покрытия, полученного методом МДО [65], приведена на рисунке 26.

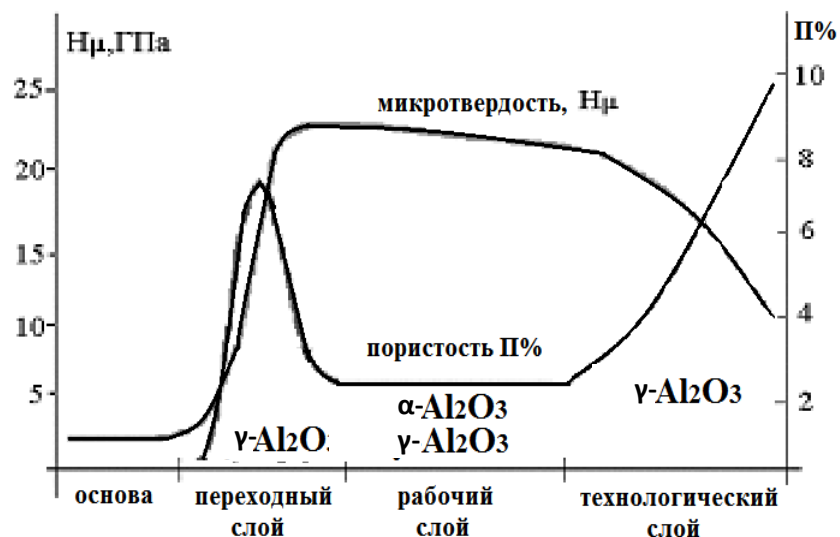


Рисунок 26. Распределение модификаций оксида алюминия в покрытии

Подобное распределение модификаций оксидов алюминия объясняется различными скоростями охлаждения расплавленного оксида алюминия. Более высокая скорость охлаждения в поверхностном и переходном слоях, происходит за счет охлаждения, путем теплоотдачи в электролит и в сплав соответственно. Содержание $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ увеличивается от поверхности к внутреннему слою, достигает максимума и уменьшается вблизи границ раздела покрытие – основа.

Модификация $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ плотная с теплопроводностью 5,82 Вт/(м·К) сохраняет твердость и стабильна до 2044 °С, а также наиболее инертна к обрабатываемому материалу. Поэтому ее можно применять как внешний слой на покрытии.

В качестве второго слоя можно использовать модификацию $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, как, с одной стороны, более мягкую и способную релаксировать возникающие напряжения, с другой, как теплозащитный слой способный задерживать тепло и предохранять твердый сплав от перегрева. Теплозащитные свойства сплава определяются высокой пористостью этой модификации оксида алюминия.

Изменение пористости слоев, в зависимости от модификации оксида алюминия (рисунок 26), широко исследованы в работе [65]. На основании результатов многочисленных испытаний получены данные по величине пористости в зависимости от модификации оксида алюминия и распределению пор по размерам. В

наружном (технологическом) слое (общая пористость 10%) присутствуют поры: 65% диаметром до 3 мкм, 4% крупных пор 14-20 мкм, и остальные поры 10 мкм. В рабочем слое (общая пористость менее 2%): 60% составляют поры диаметром до 2 мкм, остальные поры, в основном, диаметром до 6 мкм. В переходном слое (общая пористость повышается до 7%): диаметр пор до 3 мкм составляют 70%, крупные поры 14-19 мкм составляют 3,5%, остальные поры-до 10 мкм.

Теплопроводность модификации $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ составляет 0,27 Вт/(м·К), т.к. пористость более 5%, таблица 6.

Прилежащий к твердому сплаву слой выполняет роль барьерного слоя с соответствующими функциями: должен иметь высокую адгезию с твердым сплавом, сопоставимый коэффициент линейного расширения и высокую твердость.

В связи с тем, что теплостойкость керамики ГОСТ 26630-75, в среднем, составляет 1200°C, за максимальную температуру резания керамического оксидонитридного покрытия принимаем указанную температуру.

Температура на границе внешнего слоя со вторым не должна превышать 800 – 850°C, до которой сохраняет свои свойства теплоизолирующий слой. На границе второго и барьерного слоя необходимо иметь температуру 600°C, как более эффективную температуру работы барьерного слоя. Конечная температура на поверхности твердого сплава задана до 500°C, определяющая его высокую работоспособность. Модель покрытия представлена на рисунке 27.

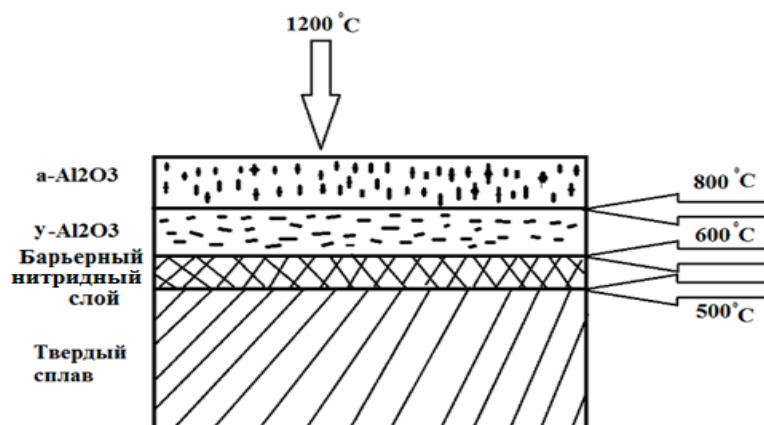


Рисунок 27. Схема оксидно-нитридного покрытия

В разработанной модели температура слоев покрытия изменяется по заданному закону. Слои покрытия имеют разные коэффициенты линейного расширения, в зависимости от температуры. Поэтому необходимо оценить напряжения, возникающие при заданной температуре, в каждом слое покрытия.

Для этого воспользуемся формулой [66]:

$$\sigma = \frac{E(\alpha_2 - \alpha_1)\Delta T}{1 - \mu}, \quad (11)$$

где E –модуль упругости рассматриваемого слоя покрытия; α_2 и α_1 – коэффициенты линейного температурного расширения рассматриваемого и предшествующего слоя покрытия; ΔT – разница температуры эксплуатации в рассматриваемом и предшествующем слое; μ – коэффициент Пуассона материала соответствующего слоя покрытия.

Расчет упругих напряжений на основании заданной температуры работы слоев и характеристикам твердого сплава и покрытий приведен в таблице 13.

Таблица 13. Расчётные значения упругих напряжений

№ п/п	Слой покрытия	Заданная температура, °C	Напряжения при заданной температуре, МПа	Предел прочности $\sigma_{из}$, МПа
1	Твердый сплав (основа) ТТ10К8Б	500	-	1617
2	(Ti,Nb,Zr)N	600	65,9	-
3	γ -Al ₂ O ₃	800	-43,45	1050
4	α -Al ₂ O ₃	1200	-132,6	750

Величина рассчитанных напряжений в зависимости от заданного градиента температур незначительная, не превышает 18% от предела прочности покрытия. Напряжения в слоях модификаций алюминия являются сжимающими, что обеспечивает в покрытии снижение интенсивности процесса трещинообразования; нижний слой обеспечивает высокую прочность сцепления покрытия с инструментальной основой [30].

Эффективность многослойного покрытия можно повысить за счет торможения трещины на границах слоев покрытия.

Трещина, встречаясь с границей раздела микро- или макрослоев, тормозится на ней и дальнейшее ее продвижение начинается с нового акта зарождения в следующем слое. Следовательно, для прохождения трещины через такое покрытие требуются значительно большие энергетические затраты, по сравнению со сплошным покрытием. Торможению и дальнейшему продвижению трещины с большими энергетическими затратами способствует и различие твердости микро- и макрослоев покрытия [67].

Оценим напряженное состояние перед вершиной трещины для каждого слоя покрытия. Напряженное состояние перед вершиной трещины, развивающейся в материале промежуточного слоя, оценивали [67,68,69] по следующим параметрам:

- критическому коэффициенту интенсивности напряжений (K_{IC});
- максимальным главным растягивающим напряжениям перед вершиной трещины (σ_1);
- эффективному пределу текучести ($\sigma_{ЭТ}$), характеризующему напряжения в материале, при которых появляется текучесть (пластические деформации в зоне перед вершиной трещины).

Допустим, что в покрытии имеют место только трещины отрыва. Главные напряжения, соответствующие началу роста трещины, будут равны:

$$\sigma_1 = \sigma_x = \sigma_y = \frac{K_{IC}}{\sqrt{2\pi r}} \quad (12)$$

Для плоского напряженного состояния согласно критерию Треска-Сен-Венана с учетом наличия пластических деформаций у вершины трещины справедливо равенство максимальных главных напряжений и эффективного предела текучести:

$$\sigma_{ЭТ} = \sigma_1 = \frac{K_C}{\sqrt{6,28r}} \quad (13)$$

Для случая плоского напряженного состояния допускается замена K_{IC} на коэффициент K_C , определяемый по формуле:

$$K_C = \frac{E}{2} \sqrt{\frac{a}{3,42(1+\mu)}} \quad (14)$$

Поверхностная энергия в кристаллографической плоскости [111], ориентацию кристаллов в которой преимущественно имеют покрытия, определяется по формуле [69]:

$$\gamma_{111} = \frac{Eak}{22,6(1+\mu)} \quad (15)$$

Результаты расчета по указанным формулам приведены в таблице 14.

Таблица 14. Физико-механические характеристики слоев покрытия.

Покрытие	Параметр решетки- a , нм	Модуль упругости E , ГПа	Коэффициент интенсивности напряжений K_C , Н/м ^{3/2}	Максимальное разрушающее напряжение σ_1 , ГПа	Поверхностная энергия, γ_{111} , Дж/м ²	Микротвердость, ГПа
α -Al ₂ O ₃	0,512	360	1,98	0,55	5,4	21,0
γ -Al ₂ O ₃	0,7924	304	2,08	0,59	7,14	11,0
(Ti,Nb,Zr)N	0,454	380	2,02	0,57	5,23	28,0
ТТ10К8Б	0,434	480	2,44	-	-	-

Как следует из анализа результатов исследования, характеристики слоев различаются по физико-механическим свойствам.

Второй, промежуточный слой γ -Al₂O₃, имеет меньшую твердость, более высокие значения K_{IC} , γ_{111} , σ_1 , в связи с большим межатомным расстоянием и способен более эффективно тормозить рост трещин.

Как следует из расчетных данных, таблица 14, по возникающим напряжениям в слоях и их трещиностойкости, модель работоспособна.

Одной из основных характеристик работоспособности покрытия является прочность его сцепления с основой. На основании проведенных испытаний по определению адгезии методом скрайбирования, установлено, что прочность сцепления покрытия с основой составляет более 120 Н, что является высоким показателем для покрытий, рисунок 28

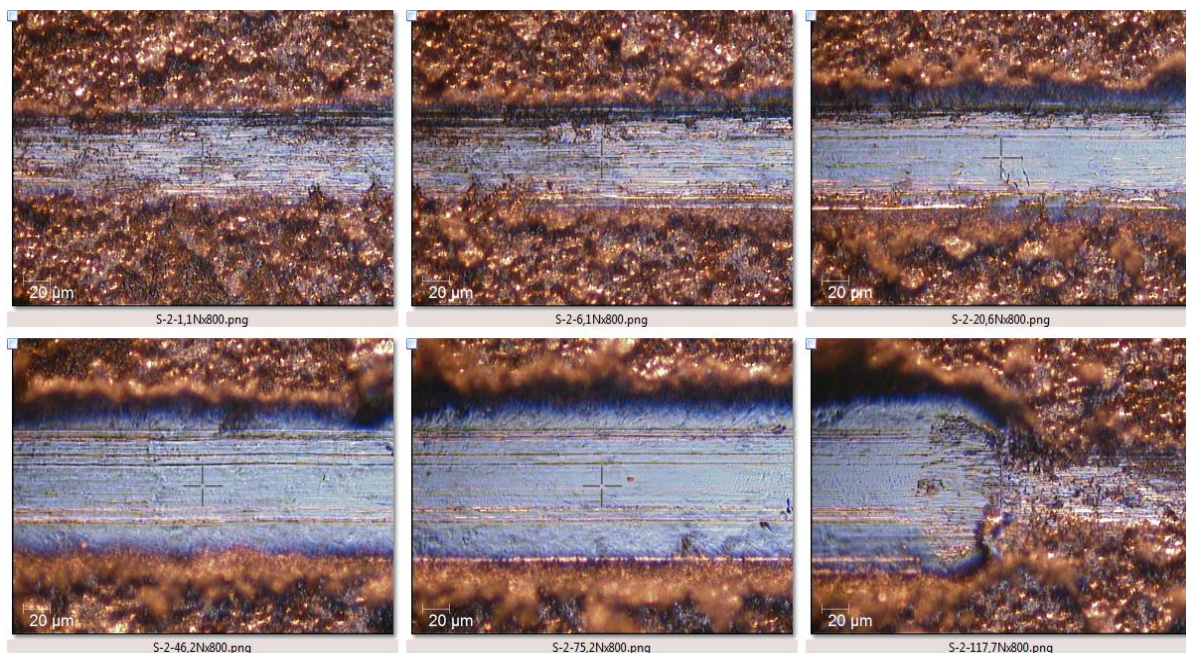
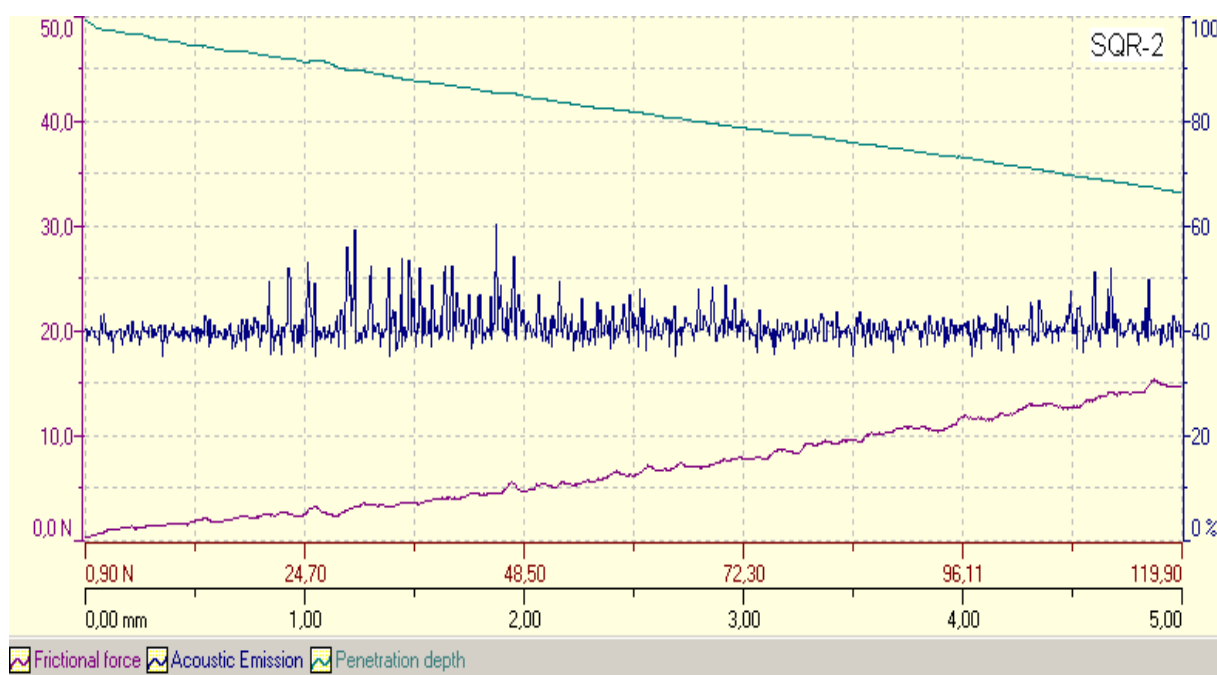


Рисунок 28. Исследования адгезии разработанного оксидно-нитридного покрытия методом скрайбирования

Хорошую адгезионную прочность можно объяснить проникновением сверхактивного алюминия при его нанесении в сквозные поры нитридного покрытия, а также нагрев при оксидировании до высокой температуры нитридного барьерного слоя и их «сваривания» между собой и основой. Повышение сигнала АЭ в интервале 24,7-48,5 Н, соответствующего согласно расчетам, глубине около 2 мкм, обусловлено образованием трещин в верхнем дефектном слое, размер которого равен вышеуказанной глубине. При увеличении глубины скрайбирования свыше 2 мкм сигнал уменьшается и стабилизируется на прежнем уровне. Поскольку дефектный слой не имеет функционального назначения его необходимо удалять.

Для обеспечения заданных условий ограничения при регулировании температуры на границах слоев покрытия, необходимо рассчитать их оптимальную толщину. Расчет выполняется по законам теплофизики [70,71,72].

Различают три вида передачи теплоты:

- а) теплопроводностью, или кондукцией;
- б) конвекцией, или переносом теплоты движущимися частицами вещества;
- в) лучеиспусканием, или радиацией.

В большинстве случаев в различных тепловых процессах имеют место одновременно все три вида теплопередачи с преобладанием какого – либо из них.

Передача теплоты теплопроводностью (кондукцией) осуществляется при непосредственном соприкосновении каких – либо двух тел или веществ. Теплопередача происходит внутри самого тела или вещества, которое проводит теплоту. Конвекция – это перенос теплоты движущейся массой жидкости или газа из области с одной температурой в область с другой температурой.

Передача тепла излучением электромагнитных волн. Лучистый поток – это энергия излучения, проходящая в единицу времени (1 с) через поверхность площадью F , m^2 , во всех направлениях пространства. В зависимости от свойств, тела могут поглощать, отражать или пропускать лучистую энергию.

В сложном теплообмене, когда тело (поверхность нагрева) омывается газом или жидкостью, наряду с конвективным теплообменом имеется теплообмен излучением (радиацией), плотность теплового потока для однослойной стенки будет равна:

$$q = \frac{t_1 - t_2}{\frac{1}{\alpha_1} + \frac{\delta}{\lambda} + \frac{1}{\alpha_2}}, \quad (16)$$

где α_1 – коэффициент теплоотдачи от греющего газа левой поверхности стенки; δ – толщина стенки; λ – коэффициент теплопроводности разделительной стенки; α_2 – коэффициент теплоотдачи от правой поверхности стенки, нагреваемой среде.

Основными факторами, влияющими на теплопроводность, являются:

1. Влияние температуры на теплопроводность материала. Зависимость изменения теплопроводности от температуры отражается формулой:

$$\lambda = \lambda_0(1 + bt), \quad (17)$$

где, λ_0 – коэффициент теплопроводности при температуре 0°C , Вт/м $^\circ\text{C}$; b – справочная величина температурного коэффициента; t – температура.

2. Пористость – нарушает однородность материала. При прохождении теплового потока часть энергии передается через объем, занятый порами и заполненный воздухом. Следовательно, чем больший объем будет занят порами, тем меньше будет теплопроводность материала.

3. Размер пор – малый размер пор и их замкнутый характер способствуют снижению скорости теплового потока. При использовании теплозащитных материалов с крупными сообщающимися порами и волокнистых материалов в дополнение к теплопроводности значительный вклад в передачу тепла внесут процессы конвекции и излучения.

В нашем случае можно допустить, что теплопередача конвекцией и излучением мала, и ей можно пренебречь, так как структура слоев покрытия мелкопористая. Пory, в основном, закрытого типа.

В связи с вышеизложенным, примем, что теплопередача производится только путем теплопроводности (кондукции).

Рассмотрим однородное и изотропное покрытие, рисунок 29, толщиной h с постоянным коэффициентом теплопроводности λ . На наружной поверхности покрытия температуры t_{c1} и t_c поддерживаются постоянными. Дифференциальное уравнение теплопроводности для рассматриваемого случая запишется в виде:

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = 0 \quad (18)$$

Граничные условия зададим следующим образом:

$$\begin{aligned} \text{при } x = 0, T &= t_{c1}; \\ \text{при } x = h, T &= t_{c2}. \end{aligned} \quad (19)$$

Закон распределения температуры по толщине покрытия найдем, дважды проинтегрировав уравнение (18) и найдя константы интегрирования из граничных условий, заданных уравнениями (19).

$$T = t_{c1} + (t_{c2} - t_{c1}) \frac{x}{h} \quad (20)$$

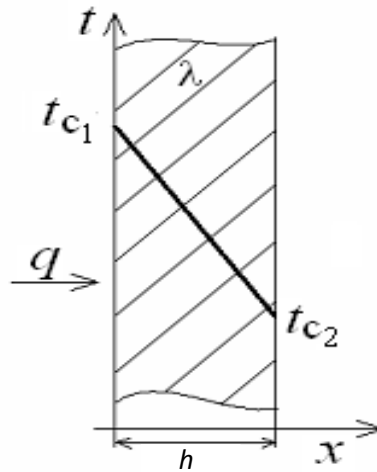


Рисунок 29. Распределение температуры в однослойном покрытии

Для определения количества тепла, проходящего через единицу поверхности покрытия в единицу времени в направлении оси ox , воспользуемся законом Фурье, согласно которому:

$$q = -\lambda \frac{dt}{dx}.$$

$$q = \lambda \frac{(t_{c1} - t_{c2})}{h} \quad (21)$$

Из уравнения (21) следует, что количество тепла, проходящее через единицу поверхности в единицу времени прямо пропорционально коэффициенту теплопроводности и температурному напору и обратно пропорционально толщине покрытия.

Отношение λ/h характеризует тепловую проводимость покрытия, а обратная величина h/λ – тепловое или термическое сопротивление покрытия.

Последнее представляет собой падение температуры в покрытии на единицу плотности теплового потока. Зная удельный тепловой поток, легко вычислить общее количество тепла, которое передается через поверхность покрытия величиной F за промежуток времени τ :

$$Q = qF\tau = \frac{\lambda}{h}(t_{c1} - t_{c2})F\tau \quad (22)$$

Из уравнения (21) найдем величину перепада температур по толщине покрытия:

$$\frac{(t_{c1} - t_{c2})}{h} = \frac{q}{\lambda} \quad (23)$$

и подставим ее в уравнение (20):

$$T = t_{c1} - \frac{q}{\lambda}x \quad (24)$$

Из уравнения (24) следует, что при прочих равных условиях температура в покрытии убывает тем быстрее, чем больше плотность теплового потока.

Рассмотрим теплопроводность многослойного покрытия, рисунок 30, состоящей из n слоев. Примем, что контакт между слоями совершенный и температура на соприкасающихся поверхностях двух слоев одинакова.

При стационарном режиме тепловой поток, проходящий через любую изотермическую поверхность неоднородного покрытия, один и тот же, т.е.:

$$\frac{\partial q}{\partial x} = 0 \quad (25)$$

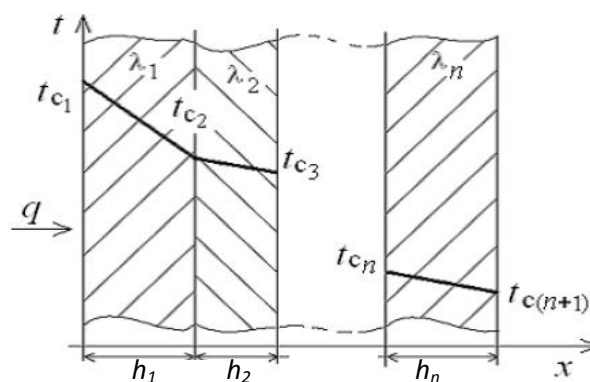


Рисунок 30. Теплопроводность многослойного покрытия

При заданных температурах внешних поверхностей покрытия, размерах слоев и, соответственно, коэффициентах теплопроводности можно составить систему уравнений для плотности теплового потока каждого из слоев. Выразим температурные напоры:

$$\begin{aligned} t_{c1} - t_{c2} &= q \frac{h_1}{\lambda_1} \\ t_{c2} - t_{c3} &= q \frac{h_2}{\lambda_2} \\ t_{cn} - t_{cn+1} &= q \frac{h_n}{\lambda_n} \end{aligned} \quad (26)$$

Сложив левые и правые части уравнений, получим:

$$t_{c1} - t_{cn+1} = q \left(\frac{h_1}{\lambda_1} + \frac{h_2}{\lambda_2} + \dots + \frac{h_n}{\lambda_n} \right) \quad (27)$$

Отсюда плотность теплового потока через многослойное покрытие

$$q = \frac{t_{c1} - t_{cn+1}}{\frac{h_1}{\lambda_1} + \frac{h_2}{\lambda_2} + \dots + \frac{h_n}{\lambda_n}} = \frac{t_{c1} - t_{cn+1}}{\sum_{i=1}^n \frac{h_i}{\lambda_i}} \quad (28)$$

Величина $\sum_{i=1}^n \frac{h_i}{\lambda_i}$, равная сумме тепловых сопротивлений всех n слоев, характеризует полное тепловое или термическое сопротивление теплопроводности многослойного покрытия.

Температуры на границе соприкосновения двух соседних слоев равны:

$$\begin{aligned} t_{c2} &= t_{c1} - q \frac{h_1}{\lambda_1} \\ t_{c3} &= t_{c2} - q \frac{h_2}{\lambda_2} \\ t_{cn+1} &= t_{cn} - q \frac{h_n}{\lambda_n} \end{aligned} \quad (29)$$

Внутри каждого из слоев температура изменяется согласно уравнениям (20), (23) или (24), а для многослойного покрытия в целом температурная кривая представляет ломаную линию.

Для расчета толщины слоев покрытия в условиях механообработки, обозначим через Q тепловую мощность процесса резания, принимая ее эквивалентность механической мощности:

$$Q = P_z V, \quad (30)$$

где $V[\text{м/с}]$ – скорость резания; $P_z[\text{Н}]$ – тангенциальная составляющая силы резания.

Тепловой поток в зоне контакта детали с передней поверхностью инструмента с учетом размерности равен:

$$q_1 = \frac{PV}{Lb}, \quad (31)$$

где: L – длина контакта стружки с пластиной на передней поверхности, м; b – ширина контакта стружки с пластиной на передней поверхности, м.

Согласно формуле Н.Г. Абдуладзе длина пластического контакта стружки с резцом для данных условий обработки равна:

$$L_{\pi} = 2a[s(1 - \tan \gamma) + \sec \gamma], \quad (32)$$

где a – толщина среза; s – усадка стружки; γ – передний угол резца.

Длина общего контакта стружки с резцом равна – $2L_{\pi}$.

Ширина контакта стружки с пластиной на передней поверхности вычисляется по формуле:

$$b = t \cos \varphi \quad (33)$$

где: t – глубина резания; φ – главный угол в плане резца.

Подставляя эти значения в формулу (31) получаем:

$$q_1 = \frac{PV}{2a[s(1-tgy)+sec\gamma]t\cos\varphi} \quad (34)$$

Для расчета минимальной толщины слоев используем формулу (21):

$$h = \frac{\lambda(t_{c1}-t_{c2})}{q} \quad \text{или} \\ h = \frac{\lambda(t_{c1}-t_{c2})2a[s(1-tgy)+sec\gamma]t\cos\varphi}{PV} \quad (35)$$

Максимальная толщина барьерного покрытия задается исходя из защитных функций и степени дефектности, не должна превышать 5 мкм, так как определяет степень проникновения расплава алюминия в основу и образование химических соединений компонентов твердого сплава с ним.

В работах Резникова А.Н. [73,74] максимальная температура, в зоне контакта инструмента со стружкой для двухмерных быстродвижущихся источников с различными законами распределения интенсивности, действующих на поверхности полупространства с адиабатической поверхностью, определяется по формуле:

$$T_{max} = \frac{2q\sqrt{aL}}{\lambda\sqrt{\pi V}} K_M, \quad (36)$$

где: K_M – коэффициент формы для источника теплового потока, определяется по [75], таблица 14; a – коэффициент температуропроводности [$\text{м}^2/\text{с}$]; λ – коэффициент теплопроводности [$\text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$], L – длина контакта стружки с пластиной на передней поверхности, м; V – скорость резания, м/с.

В связи с тем, что согласно расчетам [73] тепловой поток на задней поверхности неизношенного резца или с небольшим износом не превышает 15% от общего теплового потока при резании, будем рассматривать максимальную температуру со стороны передней поверхности с учетом этой поправки.

Для расчета максимальной температуры резания в зоне контакта стружки с пластиной на передней поверхности формулу (36) после соответствующих подстановок и преобразований получаем в следующем виде:

$$T_{max} = \frac{0,69PV\sqrt{aL}}{a[s(1-tg\gamma)+sec\gamma]t\cos\varphi\lambda\sqrt{V}} \quad (37)$$

Исходные данные и расчет максимальной температуры и толщины слоев модификаций алюминия при обработке жаропрочного сплава ХН73МБТЮ пластиной из твердого сплава ВК10ХОМ на режимах $S= 0,1\text{мм/об}$, $t=1,0\text{мм}$ приведен в таблице 15.

Таблица 15. Исходные данные и расчет максимальной температуры и толщины слоев модификаций алюминия

V, м/с	P _z , Н	P _y , Н	P _x , Н	P _{xy} , Н	L, мм	ξ	T _{max} , °C	h, мкм α-Al ₂ O ₃	h, мкм γ-Al ₂ O ₃	λ, Вт/м·К	a·10 ⁻⁶ м ² /с
0,4	570	430	480	644	0,78	3,2	780	7,7	0,22	16,1	3,6
0,45	545	350	300	-	0,72	2,8	800	8,0	0,2		
0,5	540	350	320	474	0,6	2,4	875	8,9	0,17		
0,6	520	300	300	424	0,56	2	987	9,0	0,2		
0,7	500	430	370	570	0,44	1,8	1157	8,0	0,2		
0,75	480	370	360	520	0,36	1,5	1272	7,4	0,15		

Величина плотности теплового потока в зависимости от режимов резания составляет $100-800 \cdot 10^6 \text{ Вт/м}^2$.

Как следует из таблицы, толщина слоя α-модификации Al₂O₃ в диапазоне скоростей в соответствии с формулами (35) должна быть в среднем $h=7,5 - 9\text{мкм}$. Толщина слоя γ-модификации Al₂O₃ $h=0,15 - 0,2\text{мкм}$. Расчет выполнялся для градиента температур между передней и задней поверхностями инструмента.

Полученные расчеты объясняют работоспособность покрытия TiCN+Al₂O₃+TiN, полученного методом CVD, на средних скоростях резания, ко-

гда для тепловой защиты твердого сплава основы достаточно толщины $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, равной $h=0,2\text{мкм}$. Однако, стойкость к окислению верхнего слоя TiN ограничена $T = 500^\circ\text{C}$, как показано в таблице 16.

Таблица 16. Данные по работоспособности различных слоев при действующих температурах

Покрытие	TiAlN	TiAlCrYN	TiCN	TiN	DLC
Максимальная рабочая температура, $^\circ\text{C}$ (стойкость к окислению)	800	950	400	500	250 – 350
Твердость, HV	2900 – 3400	2800 – 3200	2800 – 3100	2000 – 2500	4000 – 7000

Расчет температуры по задней поверхности производился по формулам [73,74].

Тепловые потоки в зоне резания возникают за счет трения задней поверхности с обрабатываемым материалом – $q_{2т}$, деформации в зоне стружкообразования – q_d , и трения стружки по передней поверхности инструмента – $q_{1т}$.

Тепловая мощность, поступающая в инструмент, определяется соотношением:

$$Q_{\text{и}} = (1 - b^*)Q_d + Q_{2т} - Q_2, \quad (38)$$

где Q_d – поток тепла от пластической деформации обрабатываемого материала; $Q_{2т}$ – тепловой поток от трения задней поверхности с деталью; Q_2 – тепловой поток итоговых источников, b^* – доля теплоты деформации, передающаяся в стружку.

Допуская, что $Q_{2т}$ – распределен по несимметричному закону, а Q_2 распределен равномерно, максимальная температура инструмента по задней поверхности равна[73]:

$$T_{\text{и}}^{\text{max}} = (1 + c)T_d T_{\text{и}} + 0,122 \frac{\sqrt{aL_2}}{\lambda\sqrt{V}} (q_{2т} - 2,26q_2), \quad (39)$$

Где c – коэффициент, учитывающий подогрев поверхностных слоев металла, обрабатываемого стружку; T_d – температура деформации, °C; T_n – температура инструмента, °C; a – коэффициент температуропроводности [м²/с]; λ – коэффициент теплопроводности [Вт/(м·K)], L_2 – длина контакта стружки с пластиной на задней поверхности, м; V – скорость резания, м /с.

Плотность теплового потока q_2 на задней поверхности вычисляем из выражения для средней температуры передней поверхности инструмента:

$$T_1 = \frac{M_1}{\lambda_p} q_1 L_1 + \frac{N_2}{\lambda_p} q_2 L_2 \quad (40)$$

Плотность потока на передней поверхности $-q_1$ и длину контакта по передней поверхности подставляем из (33) и (34). В результате получаем:

$$q_2 = \frac{\theta_1 \lambda_p t \cos \varphi - M_1 P V}{N_2 L_2 t \cos \varphi}, \quad (41)$$

где: M_1 – комплекс зависящий от соотношения: $\eta_1 = \frac{b}{L_1}$,

$$M_1 = (4,88 + 2,64 \eta_{10,5} \lg \eta_1) \beta^{-0,85} \text{ при } \eta_1 \geq 1 \quad (42)$$

$$M_1 = (4,88 + 3,92 \eta_{10,27} \lg \eta_1) \beta^{-0,85} \text{ при } \eta_1 \leq 1 \quad (43)$$

Значение функции N_2 , учитывающей взаимный нагрев площадок, рассчитывают по формуле:

$$N_2 = G_2 B \left(\frac{L_1}{L_2} \right) \quad (44)$$

Функция G_2 равна:

$$G_2 = 0,04 + 0,02\eta_2^{0,6}\lg(\eta_2) \text{ при } \eta_2 \geq 1 \quad (45)$$

$$G_2 = 0,04 + 0,028\eta_2^{0,22}\lg(\eta_{1,2}) \text{ при } \eta_2 \leq 1 \quad (46)$$

Функция B приведена в приложении II [73]. Максимальная температура на задней поверхности с учетом (41) определяется формулой:

$$T_3^{max} = (1 + c)T_d T_3 + 0,122 \frac{\sqrt{aL_2}}{\lambda \sqrt{V}} \left\{ q_{2T} - 2,26 \left[\frac{T_1 \lambda_p t \cos \varphi - M_1 PV}{N_2 L_2 t \cos \varphi} \right] \right\} \quad (47)$$

В формуле L_2 – длина контакта обрабатываемого материала с задней поверхностью резца, которая равна:

$$L_2 = h_3 + \Delta h, \quad (48)$$

где: h_3 – износ резца по задней грани, Δh – длина контакта за пределами износа за счет упругого восстановления обрабатываемой поверхности.

Упругое восстановление детали согласно [75] равно:

$$W_{y \text{ дет}} = \frac{K_2 a_0}{K_1 + K_2} \text{ или } W_{y \text{ дет}} = \frac{K_2 \left[\frac{9\pi^2 (K_1 + K_2)^2 P_3^2}{16R} \right]^{1/3}}{K_1 + K_2}, \quad (49)$$

где $K_1 = \frac{(1-\mu_1)^2}{\pi E_1}$ и $K_2 = \frac{(1-\mu_2)^2}{\pi E_2}$, μ_1, E_1 и μ_2, E_2 – коэффициенты Пуассона и модули упругости обрабатываемого материала и инструмента соответственно, P_3 – нормальная сила на задней поверхности инструмента; R – радиус кривизны контакта, м; a_0 – сближение тел в контакте.

Общая длина контакта по задней поверхности равна:

$$L_2 = h_3 + \left\{ \frac{K_2 \left[\frac{9\pi^2 (K_1 + K_2)^2 P_3^2}{16R} \right]^{1/3}}{K_1 + K_2} \right\} \sin \alpha, \quad (50)$$

где: α – задний угол резца.

Расчёт показал, что на скорости $V=0,75$ м/с общая длина контакта при износе 0,3 мм составляет 0,33 мм. На скорости $V=0,6$ м/с $-L_2=0,34$ мм. Полученные данные использовались в дальнейших расчетах.

Результаты расчета температуры на задней поверхности инструмента сведены в таблице 17.

Таблица 17. Результаты расчета температуры на задней поверхности инструмента

Скорость резания	Температура на передней поверхности, °C	Температура на задней поверхности, °C
0,75	1272	574
0,6	987	502
0,5	875	400
0,45	800	341

Как следует из таблицы, на скорости соответствующей температуре на передней поверхности 1272°C, температура на задней поверхности инструмента, согласно результатам расчета $\sim 574^\circ\text{C}$. Расчетная температура на задней поверхности сопоставима с данными других исследователей [60,61,62,63,64,76,77и др.]. Величина расчетной температуры, согласно разработанной модели, практически соответствует температуре на поверхности основы под покрытием. Из анализа результатов следует, что нанесение слоев покрытия на заднюю поверхность для снижения температуры не требуется. Нанесенное покрытие на заднюю поверхность может быть обосновано только снижением абразивного износа, за счет высокой твердости покрытия и защиты поверхности твердого сплава основы от адгезионно – усталостного износа.

На рисунке 31 представлена конструкция покрытия, рассчитанная по разработанной модели.

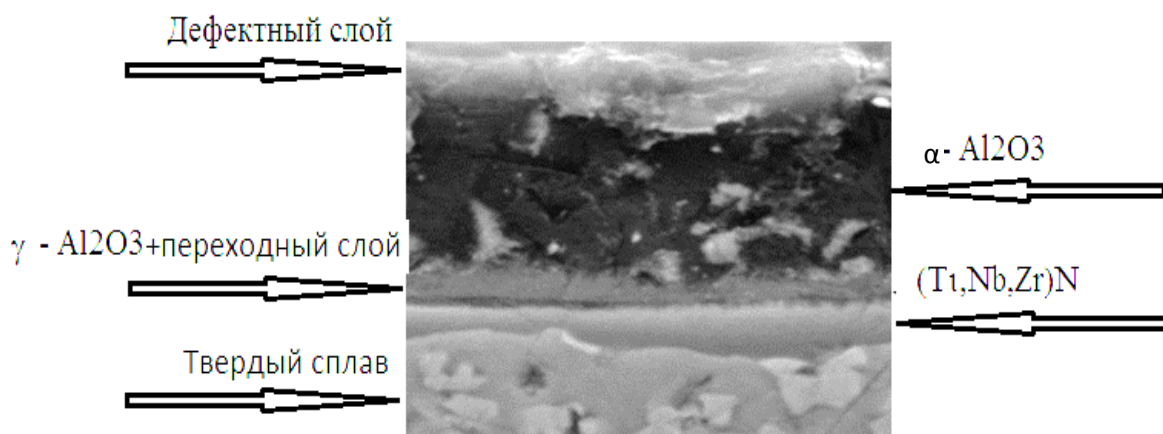


Рисунок 31. Расчетная конструкция оксидно-нитридного покрытия

Для экспериментального подтверждения работоспособности модели необходимо нагреть поверхность пластины, на которую нанесено покрытие до 1200°C и замерить полученную температуру с противоположной поверхности, на которой предварительно снято покрытие. Желательно замерять температуру как можно ближе к покрытию.

Из литературных источников [78,79,80,81] известно, что с помощью лазера на определенных режимах можно нагреть поверхность образца без ее разрушения, до температуры более 1200°C . Такие режимы используются для модификации поверхности, термообработки деталей и др.

Экспериментальные исследования по определению температуры под покрытием, производились при нагреве поверхности твердосплавной пластины, форма – SNUN120408, с разработанным оксидно-нитридным покрытием общей толщиной 20 мкм, CO_2 – лазером модели LDesignerC2. С параллельной ей опорной поверхности было удалено покрытие. Для измерения температуры как можно ближе к покрытию, на этой поверхности была вышлифована канавка с глубиной 2 мм. Для получения корректных данных по температуре под покрытием, было рассчитано время выравнивания температуры в объеме твердого сплава толщиной 2,5 мм ($4,5 \text{ мм} - 2 \text{ мм} = 2,5 \text{ мм}$). В связи с тем, что в данном случае допустим примерный расчет времени выравнивания, введем следующие допущения:

- температурное поле одномерное и зависит только от толщины образца;

- пластина тонкая, следовательно, можно пренебречь теплоотводом с ее торцов;
- условия нагрева не изменяются вдоль поверхности пластины;
- температурное поле равномерно изменяется по толщине пластины.

Тогда время выравнивания (t_0) можно рассчитать по известной формуле:

$$t_0 \sim \frac{h^2}{4a}, \quad (51)$$

где h – толщина образца; a – температуропроводность твердого сплава.

Согласно расчета, время выравнивания температуры составило 1,12 с.

Измерение на противоположной поверхности проводилось с учетом рассчитанного времени выравнивания температуры в твердосплавной пластине. Проводилось 3 замера и рассчитывалось среднее значение. Температура, как на поверхности пластины с покрытием, так и на обратной поверхности измерялась инфракрасным термометром модели TN498LD(E) термопарой с возможным диапазоном измерения от 60 до 1400⁰С. Погрешность измерения по паспорту составляет $\pm 1\%$. В предварительных экспериментах определялись режимы работы лазера, при которых температура на поверхности с покрытием достигала $\sim 1194^{\circ}\text{C}$. В результате эксперимента определены режимы, используемые в исследованиях. Мощность лазера 30 Вт. Коэффициент использования мощности лазера 0,83. Поверхность пластины подвергалась воздействию непрерывным лазерным излучением, с длиной волны $\lambda=1,07$ мкм, сфокусированным в световое пятно, диаметром 200 мкм. Линейная скорость перемещения стола была постоянной $V=10$ мм/с. Плотность мощности лазерного излучения $g_0=7,96 \cdot 10^8$ Вт/м².

При лазерной обработке с плотностью мощности порядка $10^6 - 10^8$ Вт/м² механизм воздействия [81] носит тепловой характер, т.е. на поверхности пластины задается тепловой поток, необходимый для достижения заданной температуры. На этих плотностях мощности излучения и температуре ниже температуры плавления в зоне нагрева тепловыделение в образце носит объемный характер.

Нагрев всей поверхности пластины с нанесенным покрытием производился при сканировании пластины лазерным лучом за несколько проходов с шагом 0,75d светового пятна, что обеспечивало перекрытие зон обработки и, соответственно, получение более равномерного нагрева поверхности. Общее время нагрева составляло 16 мин. Схема замера температуры под покрытием приведена на рисунке 32.

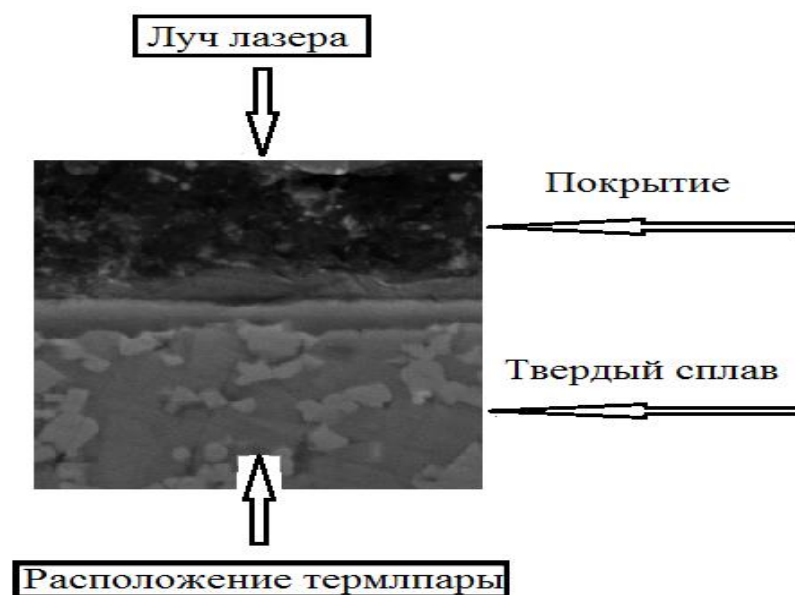


Рисунок 32. Схема замера температуры под покрытием

Результаты эксперимента по измерению температуры на пластине с разработанным покрытием приведены в таблице 18.

Таблица 18. Измерение температуры на пластине под покрытием

Тип покрытия	Т, °С на поверхности с покрытием	Т, °С на противоположной поверхности
(Ti,Nb,Zr)N+Al ₂ O ₃ расчетная толщина 20мкм.	1194	561

Как следует из анализа таблицы, разработанное композитное покрытие снижает температуру в твердом сплаве основы под покрытием до температуры 561°С. Значения температуры под покрытием несколько выше расчетных. Ошиб-

ка между расчетным и теоретическим значением составляет 14%. Поэтому можно считать, что результаты эксперимента подтверждают работоспособность модели.

Для практического применения формулы расчета слоев композитного покрытия необходимо измерить силу резания P_z и усадку стружки.

Очевидно, что в данном случае необходимо перебрать несколько скоростей и замерить на них усадку стружки и силу резания для получения точного результата.

Наиболее интересным является определение максимально «допустимой» скорости резания по параметрам диагностики. Поскольку верхняя точка перегиба зависимости $A=f(V)$ (глава 2) соответствует максимально «допустимой» скорости. Эта скорость должна соответствовать расчетной скорости при температуре 1200°C.

На рисунке 33 представлена зависимость интенсивности АЭ от скорости резания для пластины без покрытия и пластины покрытой оксидом алюминия при обработке жаропрочного сплава ХН73МБТЮ.

Анализ зависимости позволяет сделать вывод, что максимально «допустимая» скорость резания для пластин с разработанным покрытием должна соответствовать температуре 1200°C и лежит в интервале между $V=0,75$ м/с и $V=0,7$ м/с.

Максимально «допустимая» скорость резания для пластин без покрытия равна $V=0,45$ м/с.

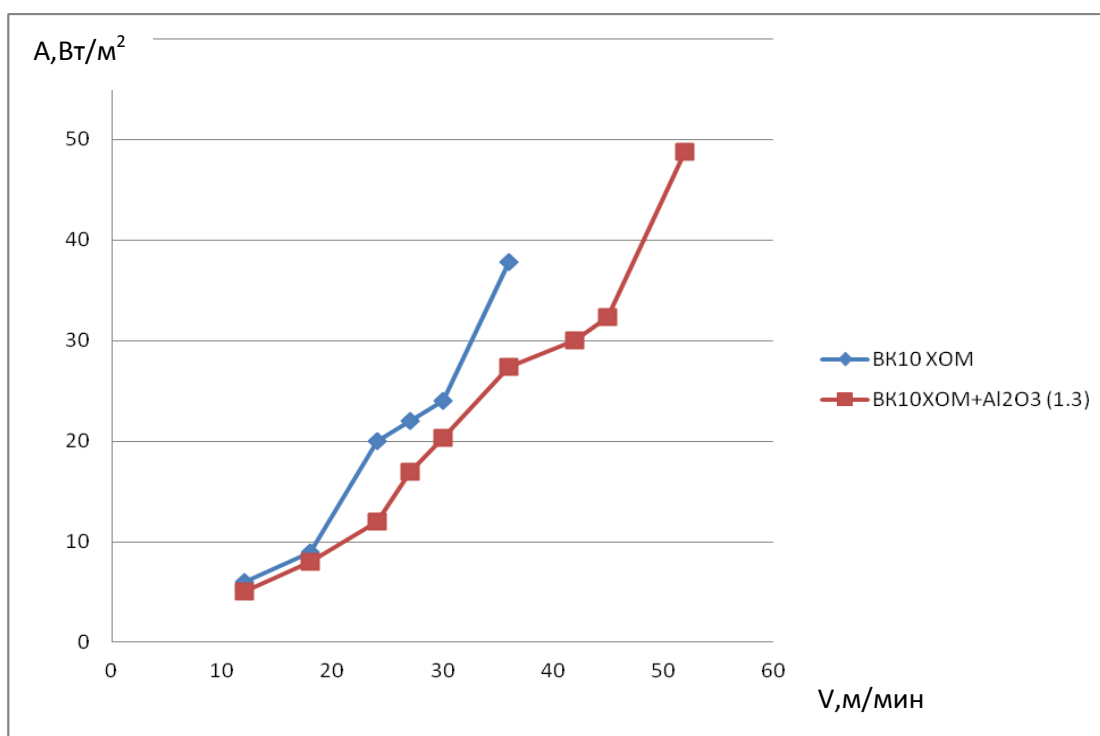


Рисунок 33. Зависимость интенсивности АЭ от скорости резания для пластины без покрытия и пластины покрытой оксидом алюминия при обработке жаропрочного сплава ЭИ698

Полученный результат является еще одним, косвенным, подтверждением работоспособности модели. Как видно из результатов экспериментов, температуры соответствующие максимально допустимым скоростям резания, отличаются (в пределах допустимого), от расчетного значения. Отклонение от расчетного значения температуры в двух разных экспериментах в большую сторону объясняется тем, что разработка модели производилась для идеальной структуры покрытия без учета дрейфа тугоплавких элементов в переходный и теплозащитный слои, что на практике имеет место и приводит к изменению их теплопроводности, а также не точности модели, возникшей за счет принятых допущений. Для корректировки расчетных значений, полученных в модели, с целью обеспечения максимальной работоспособности инструмента, в следующей главе производится оптимизация режимов оксидирования, которые регулируют соотношение слоев покрытия.

4. Экспериментальные исследования свойств разработанного композитного покрытия

4.1 Кинетика образования оксидного покрытия

При помощи современных методов покрытия невозможно получить высокотемпературную модификацию Al_2O_3 в связи с тем, что максимальная температура его нанесения не превышает $1050^\circ C$ при необходимой $1200^\circ C$. Поэтому, предложено совместить физический PVD и электрохимический (МДО – микродугового оксидирования) методы для получения композиционного покрытия. Метод МДО с успехом используется для повышения эксплуатационных характеристик деталей из легких сплавов. Однако до настоящего времени для получения износостойких покрытий на режущем инструменте этот метод не применялся.

Другой проблемой являлось образование химических соединений алюминия и кобальта, резко снижающих работоспособность покрытия. Решением этой проблемы является нанесение барьерного слоя на твердосплавную основу. Необходимость нанесения барьерного слоя для защиты материала пластины от жидкого расплава алюминия изложены и обоснованы в главе 3.

Следующим этапом после нанесения алюминия является его оксидирование. Влияние этого процесса на свойства барьерного покрытия и поверхность твердого сплава не изучены.

Оксидированные на одинаковых режимах методом МДО образцы с барьерным слоем и без него сравнивались по фазовому составу методом РФА [82]. Полученные данные по фазовому составу образцов приведены в таблице 19.

Таблица 19. Фазовый состав оксидированных образцов

Образец	Отобранная фаза	Символ Пирсона	Описание	Абсолютная интенсивность	Относительная интенсивность

100 мкм Al ₂ O ₃ с (Ti,Nb,Zr)N подслоем	Al ₂ O ₃ - theta	C2/m (п/г)	Моноклин- ная кристал- лическая решетка	4,49	14,45
	(Al ₂ O ₃) 1.333 - eta	cF53.3	Кубическая гранецен- трированная кристалли- ческая ре- шетка	5,69	18,31
	Al ₂ O ₃ - gamma	cF16/6	Кубическая гранецен- трированная кристалли- ческая ре- шетка	10,55	33,96
	Al ₂ O ₃	cF120/4	Кубическая гранецен- трированная кристалли- ческая ре- шетка	10,34	33,28
100 мкм Al ₂ O ₃ без (Ti,Nb,Zr)N подслоя	Al ₅ W	hP12/18	Гексаго- нальная кри- сталличе- ская решет- ка	78,23	7,16
	WC	hP2/5	Гексаго- нальная кри- сталличе- ская решет- ка	477,57	43,70
	(W,Ti) C	cF8/2	Кубическая гранецен- трированная кристалли- ческая ре- шетка	466,20	42,66
	Al ₃ Ti ₁₇	hP2/1	Гексаго- нальная кри- сталличе- ская решет- ка	54,71	5,01
	(Al ₂ O ₃) 1.333 - eta	cF53.3	Кубическая гранецен- трированная кристалли- ческая ре- шетка	5,69	0,52
	Al ₂ O ₃ - gamma	cF16/6	Кубическая гранецен-	10,55	0,97

			трированная кристалли- ческая ре- шетка		
--	--	--	--	--	--

Как следует из таблицы, у оксидированных пластин с барьерным слоем, взаимодействие алюминия и оксидов с материалом твердого сплава не обнаружено.

Противоположная картина наблюдается в оксидном покрытии пластины без подслоя. Здесь происходит образование на поверхности твердого сплава нежелательных химических соединений, снижающих эксплуатационные характеристики инструмента.

Таким образом, и для оксидирования алюминия на твердосплавных режущих пластинах, необходимо нанесение барьерного слоя.

Барьерный слой должен выполнять три функции:

- защищать поверхность твердого сплава от образования нежелательных химических соединений кобальта и вольфрама с кислородом;
- увеличить температуру оксидирования и получить стабильную модификацию $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, а также пористые метастабильные модификации Al_2O_3 ;
- поднять производительность процесса за счет применения высокой мощности оксидирования.

Для получения оксида, на инструмент необходимо предварительно нанести слой алюминия. Наиболее приемлем метод физического нанесения на установке ННВ6-И1, т.к. дает равномерный слой и большую загрузку пластин.

При оксидировании деталей из легких сплавов оксид образуется при толщине алюминиевого слоя от 100 мкм и выше. Твердый сплав имеет более высокие теплостойкие характеристики, чем легкие сплавы, поэтому есть возможность снизить толщину алюминиевого слоя до 20 мкм и менее, а также времени поддержания высоких температур в плазменном микрообъеме, за счет увеличения режимов оксидирования, для превращения низкотемпературных модификаций оксида алюминия в высокотемпературную модификацию, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

С помощью рентгенофазного анализа был исследован фазовый состав образцов в зависимости от общей толщины алюминиевого слоя, таблица 20.

Таблица 20. Фазовый состав образцов в зависимости от общей толщины алюминиевого слоя

Образец	Отобранная фаза	Символ Пирсона	Описание	Абс. Инт.	Отн. Инт.	Параметры решетки, Å	Плотность, г/см ³
10 мкм Al ₂ O ₃ с (Ti,Nb,Zr)N подслоем	WC	hP3/2	Гексагональная кристаллическая решетка	478,69	23,81	a=4,380 c=2,840	15,8
	(Ti,Ta,W)C	cF8/2	Кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка	309,50	15,40	a=4,335	TiC=4,92 TaC=14,4 WC=15,8
	(Ta,Ti)N	cF8/2	Кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка	216,73	10,78	a=4,330	TiN=5,44 TaN=14,36
	TiN	cF8/2	Кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка	48,87	2,43	a=4,240	5,44
	ZrN	cF8/2	Кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка	121,71	6,05	a=4,577	7,09
	NbN	cF8/2	Кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка	156,00	7,76	a=4,380	8,4
	(Nb,Ta)N	cF8/2	Кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка	322,75	16,06	a=4,380	NbN=8,4 TaN=14,36
	(Ta,Zr)N	cF8/2	Кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка	292,00	14,53	a=4,480	TaN=14,36 ZrN=7,09
	Al	cF4/1	Кубическая гранецентрированная кристаллическая	23,14	1,15	a=4,050	2,70

			решетка				
	Al ₂ O ₃ – theta	C2/m (п/г)	Моноклинная кристаллическая решетка	4,49	0,22	a=11,791 b=2,906 c=5,620 β=103,79°	3,61
	Al ₂ O ₃ – beta	hP60	Гексагональная кристаллическая решетка	9,62	0,48	a=5,683 c=22,520	–
	(Al ₂ O ₃) _{1.333} – eta	cF53.3	Кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка	5,69	0,28	a=7,906	–
	Al ₂ O ₃ – gamma	cF16/6	Кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка	10,55	0,52	a=7,924	3,68
	Al ₂ O ₃ – alpha	R3c	Ромбоэдрическая кристаллическая решетка	8,44	0,70	a=5,120 α=55,25°	3,99
20 мкм Al ₂ O ₃ с (Ti,Nb,Zr)N подслоем	(Nb,Ti)N	cF8/2	Кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка	86,43	7,18	a=4,340	NbN=8,4 TiN=5,44
	(Nb,Zr)N	cF8/2	Кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка	137,80	11,44	a=4,500	NbN=8,4 ZrN=7,09
	TaN	cF8/2	Кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка	377,26	31,33	a=4,330	14,36
	(Nb,Ta)N	cF8/2	Кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка	322,75	26,80	a=4,380	NbN=8,4 TaN=14,36
	ZrN	cF8/2	Кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка	121,71	10,11	a=4,577	7,09
	(Ti,Zr)N	cF8/2	Кубическая гранецентрированная кри-	78,51	6,52	a=4,440	TiN=5,44 ZrN=7,09

			сталлическая решетка				
	Al	cF4/1	Кубическая гранецентри- рованная кри- сталлическая решетка	23,14	1,92	a=4,050	2,70
	Al ₂ O ₃	cF120/4	Кубическая гранецентри- рованная кри- сталлическая решетка	10,34	0,86	a=7,906	–
	Al ₂ O ₃ – kappa	oP40	Ромбическая кристалличе- ская решетка	7,58	0,63	a=4,843 b=8,330 c=8,954	3,77
	(Al ₂ O ₃) _{1.333} – eta	cF53.3	Кубическая гранецентри- рованная кри- сталлическая решетка	5,69	0,47	a=7,906	–
	Al ₂ O ₃ – gamma	cF16/6	Кубическая гранецентри- рованная кри- сталлическая решетка	10,55	0,88	a=7,924	3,68
	Al ₂ O ₃ – theta	C2/m(п /г)	Моноклинная кристалличе- ская решетка	4,49	0,37	a=11,791 b=2,906 c=5,620 β=103,79°	3,61
	Al ₂ O ₃ – alpha	R3c	Ромбоэдриче- ская кри- сталлическая решетка	8,44	0,70	a=5,120 α=55,25°	3,99
	Al ₂ O ₃ – delta	tP60	Тетрагональ- ная кристал- лическая ре- шетка	9,62	0,80	a=5,599 c=23,657	–
45 мкм Al ₂ O ₃ с (Ti,Nb,Zr)N подслоем	(Ta,Ti)N	cF8/2	Кубическая гранецентри- рованная кри- сталлическая решетка	216,73	19,23	a=4,330	TiN=5,44 TaN=14,3 6
	(Ta,Zr)N	cF8/2	Кубическая гранецентри- рованная кри- сталлическая решетка	292,00	25,91	a=4,480	TaN=14,3 6 ZrN=7,09
	(Nb,Ti)N	cF8/2	Кубическая гранецентри- рованная кри- сталлическая решетка	86,43	7,67	a=4,340	NbN=8,4 TiN=5,44

	TaN	cF8/2	Кубическая гранецентри- рованная кри- сталлическая решетка	377,26	33,47	a=4,330	14,36
	(Ti,Zr)N	cF8/2	Кубическая гранецентри- рованная кри- сталлическая решетка	78,51	6,97	a=4,440	TiN=5,44 ZrN=7,09
	Al	cF4/1	Кубическая гранецентри- рованная кри- сталлическая решетка	23,14	2,05	a=4,050	2,70
	Al ₂ O ₃	cF120/4	Кубическая гранецентри- рованная кри- сталлическая решетка	10,34	0,92	a=7,906	–
	Al ₂ O ₃ – kappa	oP40	Ромбическая кристалличе- ская решетка	7,58	0,67	a=4,843 b=8,330 c=8,954	3,77
	Al ₂ O ₃ – delta	tP60	Тетрагональ- ная кристал- лическая ре- шетка	9,62	0,85	a=5,599 c=23,657	–
	Al ₂ O ₃	oP40/38	Ромбическая кристалличе- ская решетка	5,28	0,47	a=4,844 b=8,330 c=8,955	–
	Al ₂ O ₃ – gamma	cF16/6	Кубическая гранецентри- рованная кри- сталлическая решетка	10,55	0,94	a=7,924	3,68
	Al ₂ O ₃ – beta	hP60	Гексагональ- ная кристал- лическая ре- шетка	9,62	0,85	a=5,683 c=22,520	–

Из таблицы следует, что на образцах толщиной 10 и 20 мкм была получена стабильная α -Al₂O₃ с ромбоэдрической кристаллической решеткой, метастабильные пористые модификации Al₂O₃, а также обнаружены следы присутствия Al, что связано с недостаточным временем оксидирования. Более толстые образцы покрытия очевидно недостаточно прогрелись. На образце с общей толщиной покрытия 10 мкм видны пики от подложки. На последующих образцах данные пики отсутствуют.

Закономерности микродугового оксидирования отражены на рисунке 34.

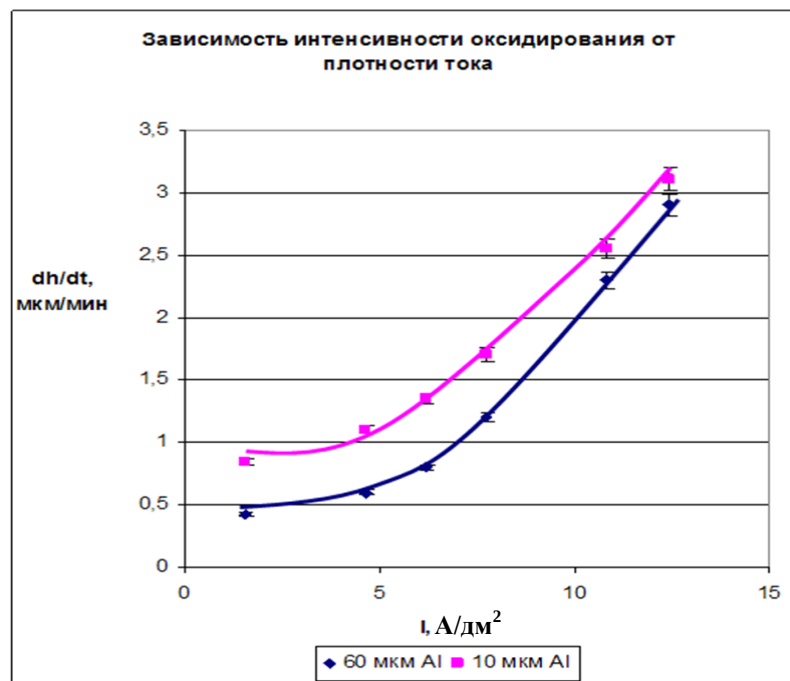


Рисунок 34. Нарастание толщины покрытия от плотности тока

Зависимость dh/dt имеет ярко выраженный перегиб. При плотностях тока до 5,5 А/дм² нарастание интенсивности оксидного слоя происходит медленно. Это связано с ростом плотной твердой пленки из Al_2O_3 . На втором участке кривой происходит резкое увеличение роста оксидного слоя. Это связано с одновременным протеканием двух процессов: электрохимического окисления металла и разрыхления искрами формирующегося покрытия.

Интенсивность нарастания оксидного слоя на толстых покрытиях меньше, чем на тонкопленочных. Это связано с более медленным разогревом толстых покрытий.

На рисунке 35 показана фотография шлифа покрытия, полученного методом «шар-шлиф».

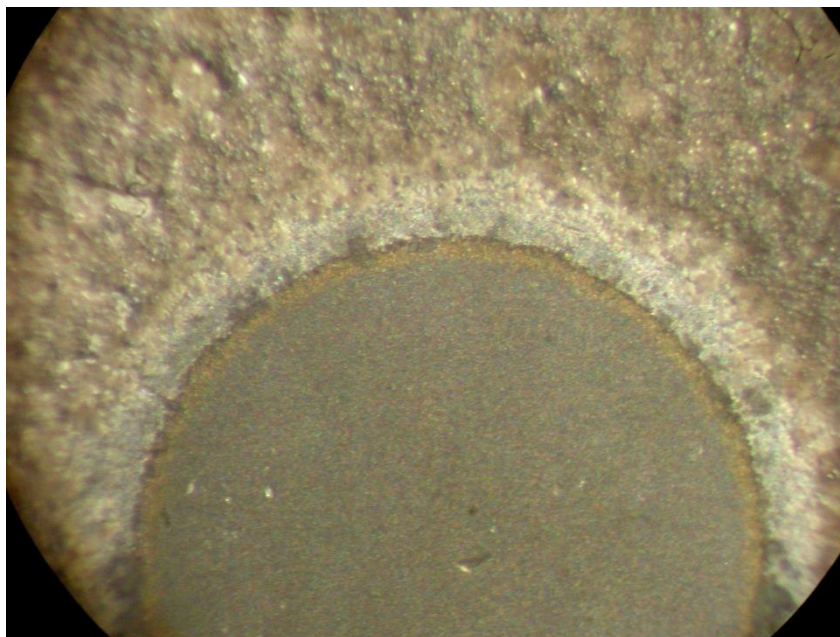


Рисунок 35. Фотография шлифа покрытия, полученного методом «шар-шлиф»

Из рисунка следует, что покрытие имеет четыре ярко выраженных слоя: прилегающий к основе желтый барьерный слой из $(\text{Ti}, \text{Nb}, \text{Zr})\text{N}$, переходный слой от барьерного к основному – темно серого цвета, основной слой – светло серого цвета с темными включениями, расположенными ближе к переходному слою и верхний – пористый кремовый слой [83].

Различный цвет слоев свидетельствует о различном фазовом составе покрытия.

Рентгеноспектральный анализ, выполненный с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM 7001F фирмы JEOL (Япония) на поперечных шлифах показал, что композитное покрытие состоит из модификаций оксида алюминия, барьерного слоя $(\text{Ti}, \text{Nb}, \text{Zr})\text{N}$ и твердого сплава, причем оксид алюминия обогащен с поверхности на глубину до 2 мкм кремнием. Это, скорее всего, связано с тем, что верхний слой оксидного покрытия пористый и в порах после промывки остается часть ТЖС (жидкого стекла) из электролита.

Микротвердость полученного покрытия измеряли на нанотвердомере ННТ-ТТХ фирмы CSM Instruments (Швейцария) послойно. Удаление слоя производилось шлифованием поверхности образца с покрытия на определенную глубину.

Среднее значение микротвердости, приведенной в таблице 21, считалось по результатам измерения по 20 точкам.

Таблица 21. Результаты измерений микротвердости

Образец	Толщина слоя, мкм	Микротвердость (HV)50, ГПа	Примечания
Al ₂ O ₃ с (TiNbZr)N под-слоем Общая толщина 15 мкм	0 – 2	0,7 ± 0,3	Высокая пористость (верхний технологический слой) метастабильные фазы β, η, θ-Al ₂ O ₃
	2 – 9	22,0 ± 0,5 Включения тугоплавких соединений до 35,0	Отсутствие пористости (незначительные включения)
	9 – 10	10,5 ± 0,2 Включения тугоплавких соединений до 35,0	Пористость, γ-Al ₂ O ₃ (присутствуют включения)
	10 – 11	29,0 ± 0,9 Включения тугоплавких соединений до 35,0	тёмно – серый слой (переходной слой, присутствуют включения)
	11 – 15	27,0 ± 0,9	Барьерный слой
	основа	18,0 ± 0,9	Твердый сплав

Анализ результатов показал, что оксидированный слой покрытия состоит из следующих слоев:

- из верхнего технологического, пористого хрупкого слоя оксида алюминия, судя по рентгенографическим данным, скорее всего состоящего из Al₂O₃-карра с добавками delta, theta, beta и eta, рисунок 36;
- из плотного слоя, состоящего в основном, из α-Al₂O₃ оксида алюминия;
- пористого слоя, состоящего в основном, из метастабильных модификаций γ-Al₂O₃;
- переходного слоя, состоящего из оксидов с включениями тугоплавких компонентов барьерного слоя;
- барьерного слоя.

Верхний (дефектный) слой композитного покрытия обладает достаточно низкой микротвердостью с большим разбросом по точности определения. При снятии 2 – 3 мкм поверхностного слоя, микротвердость повышается до 22 ГПа,

что свидетельствует о том, что пористость на глубине более 2 мкм практически отсутствует. Об этом свидетельствуют и данные рентгеноспектрального анализа, кремний, остающийся в порах, не проникает в покрытие более чем на 1,5 – 2 мкм. Слой оксида алюминия толщиной порядка 7 мкм состоит из высокотемпературной фазы $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, с незначительным присутствием включений тугоплавких соединений из барьерного слоя. Для метастабильных фаз, толщиной ~ 1 мкм, характерна твердость порядка 10 – 12 ГПа и повышенная пористость, включения жаропрочных соединений алюминия с твердостью 35 ГПа. Приграничный слой за счет шпинелей из жаропрочных соединений алюминия с компонентами барьерного слоя имеет твердость порядка 35 ГПа. Толщина переходного слоя составляет 0,5 – 1,0 мкм. Барьерный слой, толщиной порядка 4 мкм (часть тугоплавких соединений перешло в выше расположенные слои), обладает твердостью на уровне 27 ГПа, что соответствует данным, полученным ранее исследователями НИТУ МИСиС при разработке износостойкого покрытия $(\text{Ti}, \text{Nb}, \text{Zr})\text{N}$.

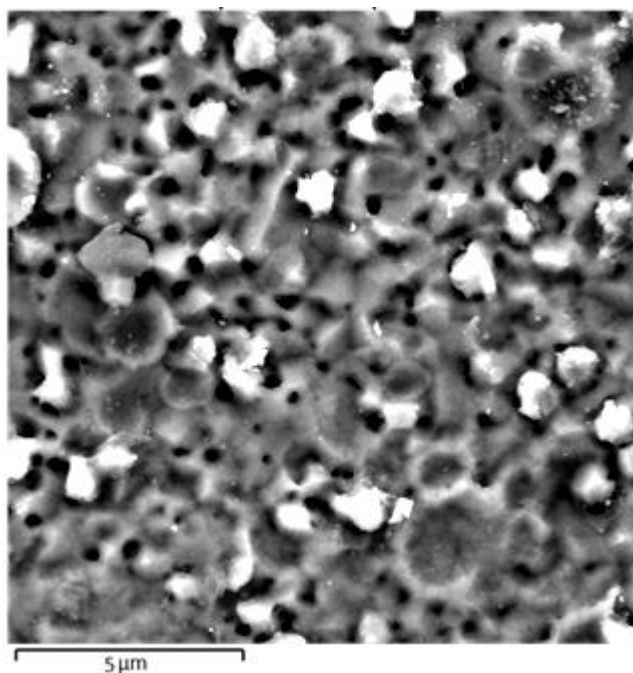


Рисунок 36. Верхний пористый слой оксидного покрытия

Значительное влияние на свойства покрытий оказывает величина асинхронности цикла оксидирования, которое определяется соотношением катодной к

анодной составляющей тока. Более высокое значение катодного тока приводит к «мягкому» режиму оксидирования [84]. На этом режиме происходит формирование относительно плотных и равномерных покрытий. Покрытие формируется многослойное, состоящее из внешнего высокопористого слоя, относительно толстого и плотного среднего слоя, тонкого пористого слоя из метастабильных модификаций алюминия, а также переходного и барьерного слоев.

На рисунках 37, 38, 39 приведены данные исследований при соотношении составляющих тока $K_{ан}/K_{кат}=1,0$. На основании анализа приведенных результатов исследований установлено, что покрытие имеет 3 выраженных слоя оксида алюминия. Толщина верхнего дефектного слоя незначительна. Содержание кислорода невелико и составляет 2,4%. Под ним расположен средний плотный слой из α - Al_2O_3 . Переходной слой, очевидно, совпадает со слоем из пористых модификаций γ - Al_2O_3 .

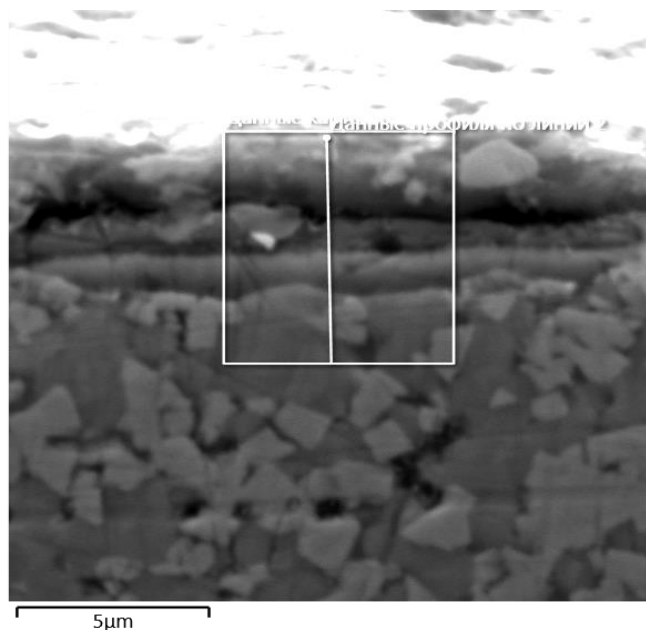


Рисунок 37. Фотография покрытия, полученного при соотношении составляющих тока $K_{ан}/K_{кат}=1,0$

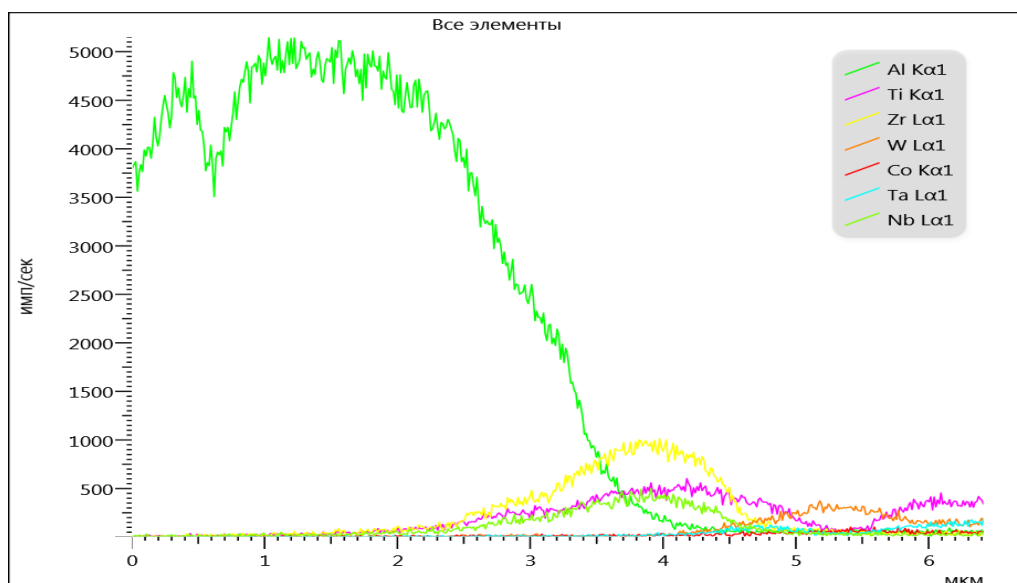


Рисунок 38. Распределение химических элементов по толщине покрытия полученного при соотношении составляющих тока $K_{ан}/K_{кат}=1,0$

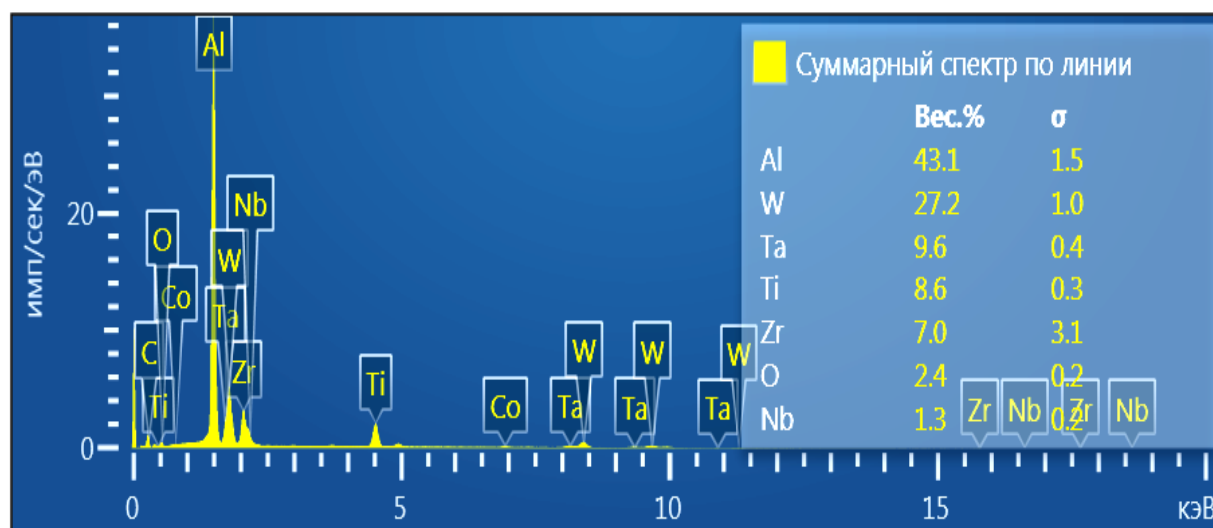


Рисунок 39. Соотношение химических элементов в вес % в покрытии, полученном при соотношении составляющих тока $K_{ан}/K_{кат}=1,0$

На рисунках 40, 41, 42 приведены данные исследований при соотношении составляющих тока $K_{ан}/K_{кат}=1,2$.

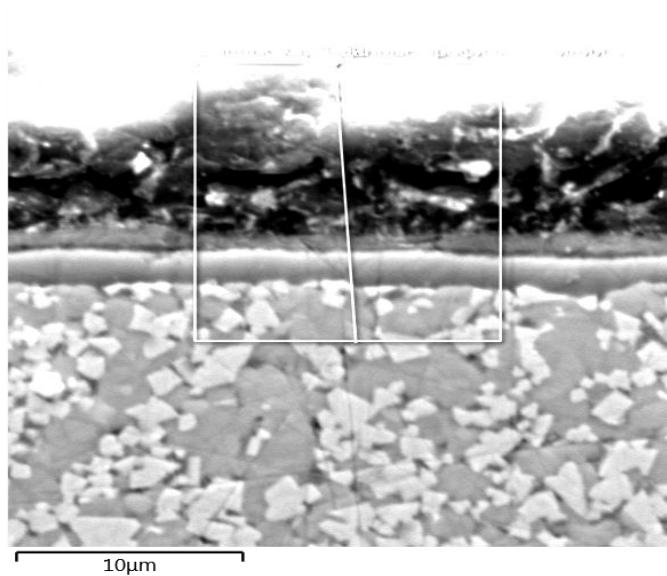


Рисунок 40. Фотография покрытия, полученного при соотношении составляющих тока $K_{ан}/K_{кат}=1,2$

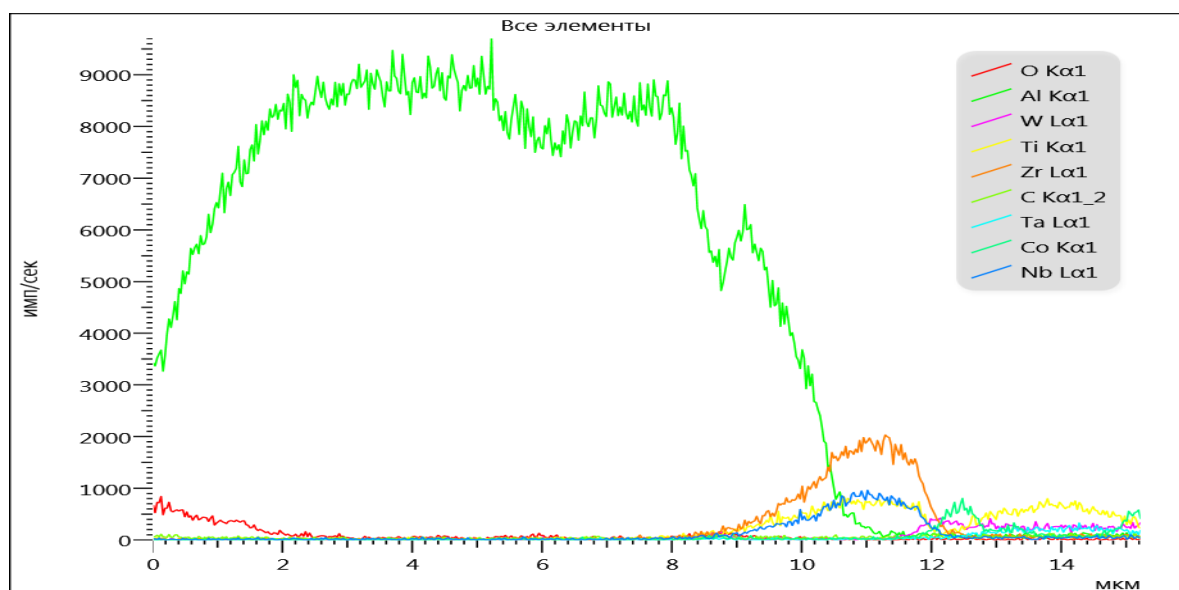


Рисунок 41. Распределение химических элементов по толщине покрытия полученного при соотношении составляющих тока $K_{ан}/K_{кат}=1,2$

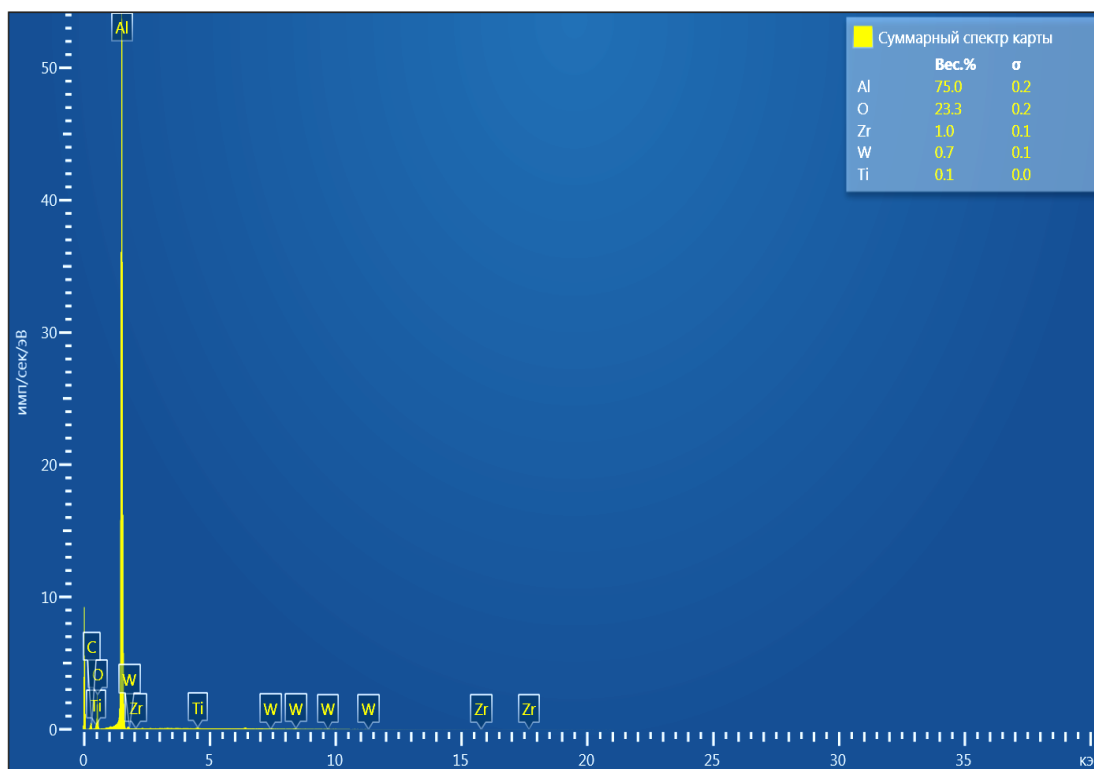


Рисунок 42. Соотношение химических элементов в вес % в покрытии, полученном при соотношении составляющих тока $K_{ан}/K_{кат}=1,2$

Из анализа приведенных результатов исследований вытекает, что покрытие имеет также 3 выраженных слоя оксида алюминия. Отличием является большая толщина плотного оксидного слоя с $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ модификацией. Толщина верхнего дефектного слоя также незначительна. Переходной слой, очевидно, совпадает со слоем из пористых модификаций $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$. Содержание кислорода значительно увеличилось и составляет 23,3%.

На рисунках 43,44,45 приведены данные исследований при соотношении составляющих тока $K_{ан}/K_{кат}=1,25$.

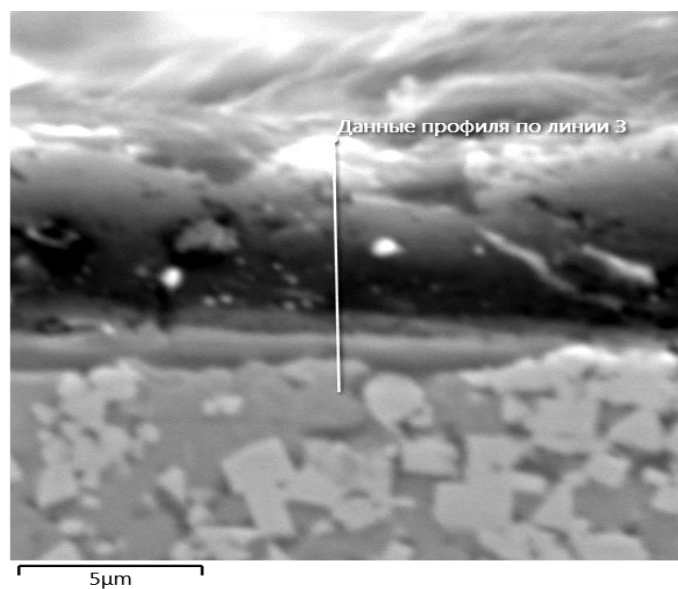


Рисунок 43. Фотография покрытия, полученного при соотношении составляющих тока $K_{ан}/K_{кат}=1,25$

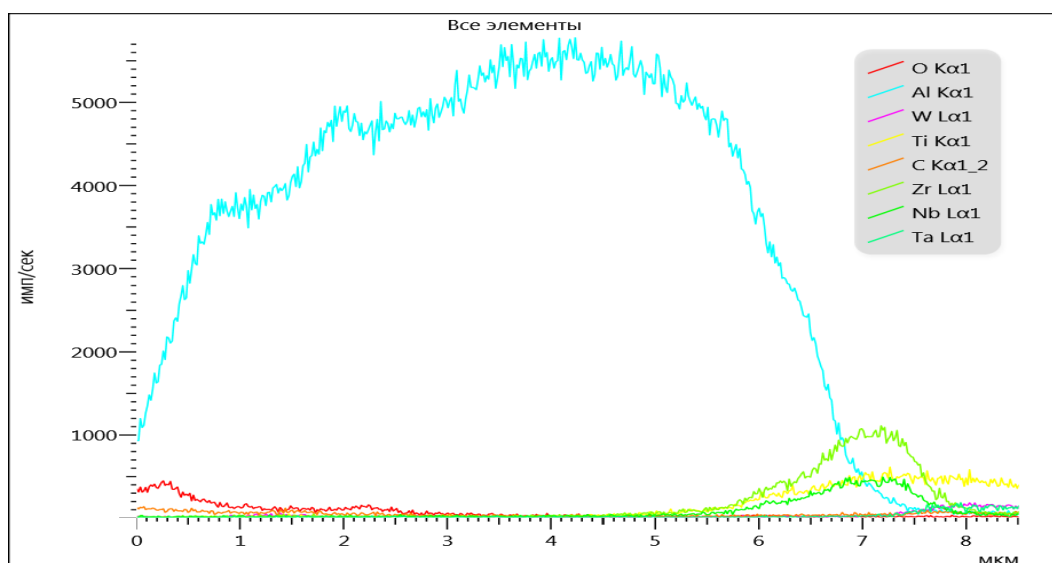


Рисунок 44. Распределение химических элементов по толщине покрытия полученного при соотношении составляющих тока $K_{ан}/K_{кат}=1,25$

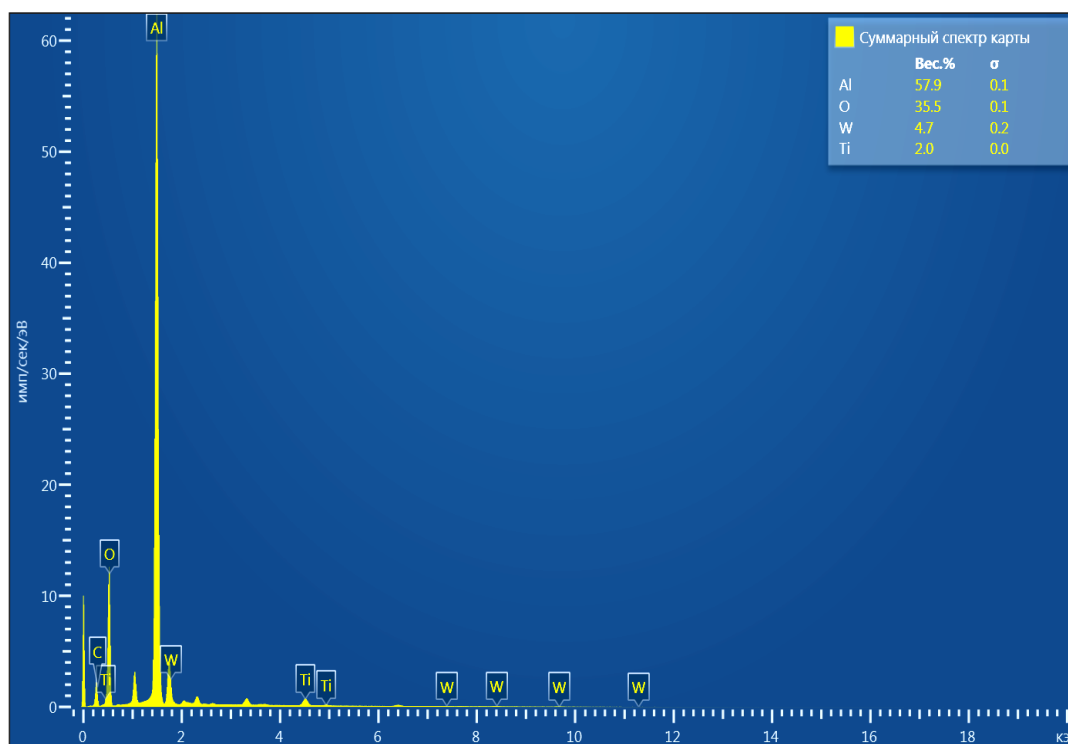


Рисунок 45. Соотношение химических элементов в вес % в покрытии, полученном при соотношении составляющих тока $K_{ан}/K_{кат}=1,25$

Из анализа приведенных результатов исследований вытекает, что покрытие также имеет 3 выраженных слоя оксида алюминия. Толщина плотного оксидного слоя с $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ модификацией еще больше, чем при оксидировании с $K_{ан}/K_{кат}=1,2$. Толщина слоя из пористых метастабильных модификаций $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ так же уменьшается. Содержание кислорода еще более увеличилось и составило 35,5%.

Дальнейшее повышение соотношения составляющих тока до $K_{ан}/K_{кат}=1,3$ приводит к пробую оксидного покрытия, как показано на рисунке 46. и падению эксплуатационных характеристик покрытия. По этой причине дальнейшие исследования при соотношении составляющих тока свыше $K_{ан}/K_{кат} \geq 1,3$ были прекращены.

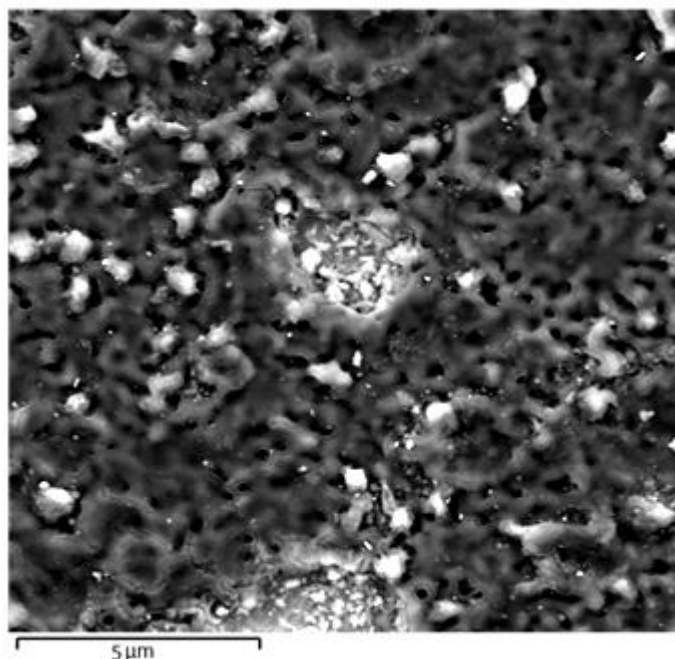


Рисунок 46. Пробой покрытия, оксидированного при соотношении составляющих тока до $K_{ан}/K_{кат}=1,3$

На основании приведенных результатов можно сделать вывод, что при соотношении составляющих тока $K_{ан}/K_{кат}=1,2$ и $K_{ан}/K_{кат}=1,25$ покрытие более плотное с наличием большего количества $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, чем при соотношении $K_{ан}/K_{кат}=1,0$. Это связано с тем, что оксидирование идет только в режиме работы анодной составляющей тока. Увеличивается температура и время оксидирования, что приводит к возрастанию количества α -модификации Al_2O_3 . Это положение доказывается увеличением количества кислорода на рисунках 40, 43, 46 по мере роста соотношения анодного тока к катодному. Данный вывод подтверждается в работах [85], которые получили на тонких пленках (до 12 мкм) высокотемпературные α - и δ - оксиды.

Толщина оксидного слоя из $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ при увеличении соотношения $K_{ан}/K_{кат}$, растет, а пористого слоя $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ уменьшается при остальных, строго одинаковых условиях оксидирования. Общая толщина оксидного покрытия практически не изменяется, как показано на рисунке 47.

Зависимости нарастания общей толщины слоя от времени оксидирования для соотношения составляющих тока $K_{ан}/K_{кат}=1,0$; $K_{ан}/K_{кат}=1,20$; $K_{ан}/K_{кат}=1,25$ приведены на рисунке 47.

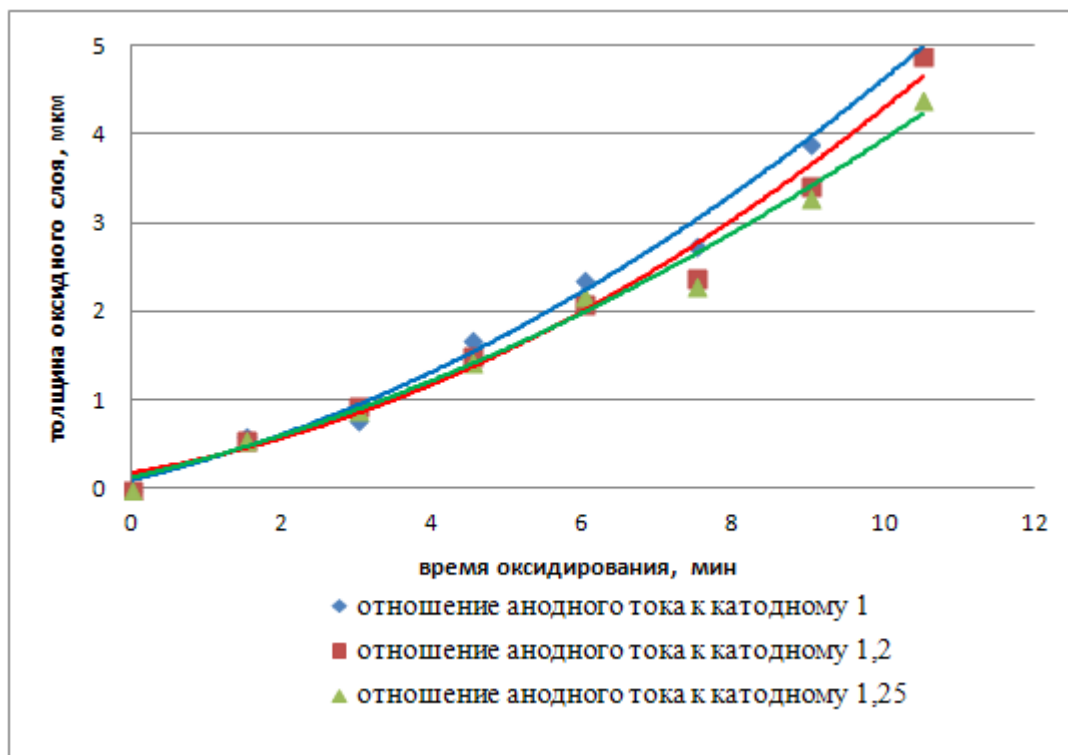


Рисунок 47. Отношение анодного тока к катодному $K_{ан}/K_{кат}=1,0$, $K_{ан}/K_{кат}=1,2$, $K_{ан}/K_{кат}=1,25$

Как следует из рисунка нарастание общей толщины слоя от времени оксидирования для синхронного и асинхронного режимов изменяется незначительно в пределах ошибки измерения.

4.2 Оптимизация параметров комбинированного керамикоподобного покрытия

Экспресс – оптимизации условий механообработки посвящен ряд работ [48,86,87]. Развитие этого направления связано с большим объемом испытаний режущего инструмента с различными геометрическими параметрами, химическим составом твердого сплава, выбора оптимальных скоростей резания для различных

обрабатываемых материалов, марок смазочно – охлаждающих жидкостей, режимов нанесения покрытий и т.д.

В данном случае используется экспресс-метод акустической эмиссии. Параметры диагностики позволяют с минимальными затратами иметь полную картину поведения инструмента в диапазоне скоростей резания.

В главе 2 проведены данные о том, что рациональный диапазон эксплуатации инструмента ограничен с одной стороны, структурно – фазовым превращением в обрабатываемом материале, с другой – в твердосплавной пластине и соответствует точкам перегиба зависимости амплитуды АЭ от режимов резания. В данном диапазоне работает один механизм, контролирующий разрушение.

Кроме того, вариант покрытия с большей износостойкостью, должен соответствовать минимальной интенсивности излучения (среднеквадратичной амплитуде АЭ).

Традиционные стойкостные испытания, подтверждающие основные результаты экспресс – диагностики пластин с покрытием и без покрытия, производились по стандартной методике ФГУП «ВНИИТС» [46], представленной также во 2 главе.

На первом этапе была произведена оптимизация толщины покрытия. В качестве основы использовался твердый сплав марки ТТ10К8Б. На рисунке 48 представлена зависимость $A=f(V)$ для пластин с разным покрытием при непрерывном точении стали 40Х.

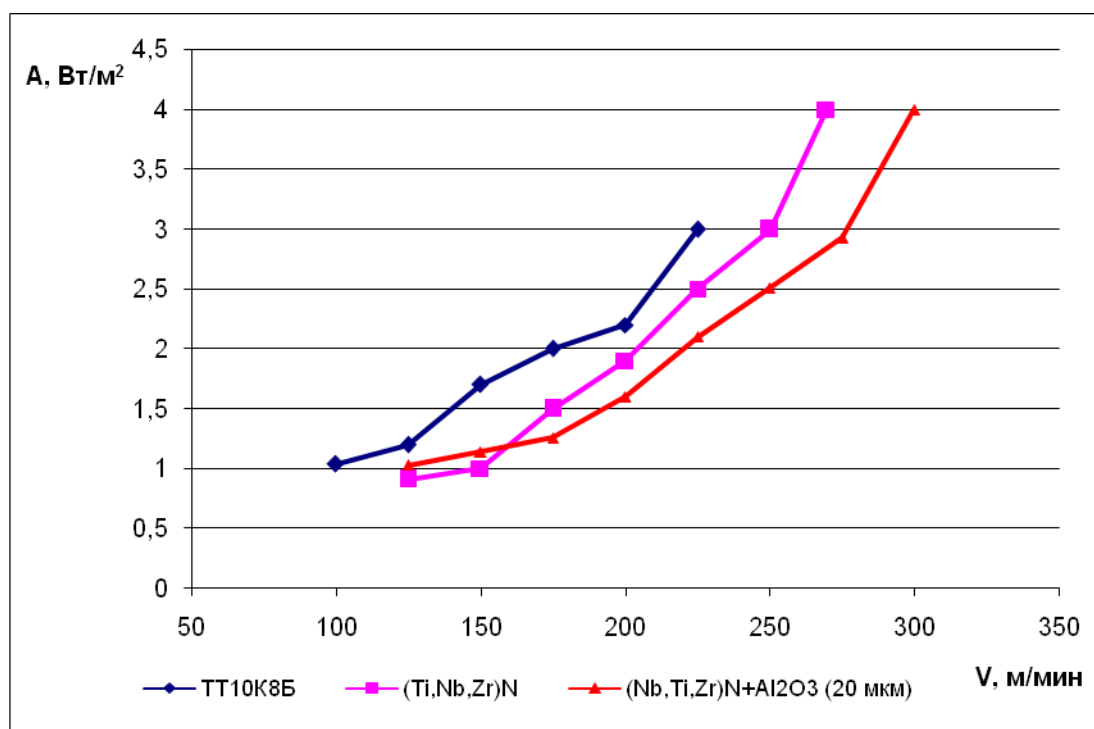


Рисунок 48. Зависимость интенсивности АЭ от скорости резания при точении стали 40Х пластинами с разным покрытием

Как следует из графика, диапазон рациональных скоростей для пластин с покрытием оксидом алюминия ($V=175 - 280$ мм/мин), смещен в сторону более высоких скоростей, чем у покрытых $(Ti,Zr,Nb)N$, ($V=150 - 240$ мм/мин), и у непокрытых пластин ($V=120 - 200$ мм/мин). При одинаковом значении рациональных диапазонов скоростей резания, пластины с покрытием $(Ti,Zr,Nb)N+Al_2O_3$ толщиной 20 мкм имеют более высокую стойкость.

Полученные результаты подтверждены прямыми стойкостными испытаниями [88], при обработке стали 40Х на следующих режимах: $S=0,2$ мм/об, $t=1,0$ мм, $V=200$ м/мин. Скорость выбрана в соответствии с методикой главы 2 в области пересечения рациональных диапазонов скоростей покрытых пластин и пластин без покрытия.

На рисунке 49 представлены результаты стойкостных испытаний пластин со стандартным покрытием, а также оксидированных пластин по сравнению с основой.

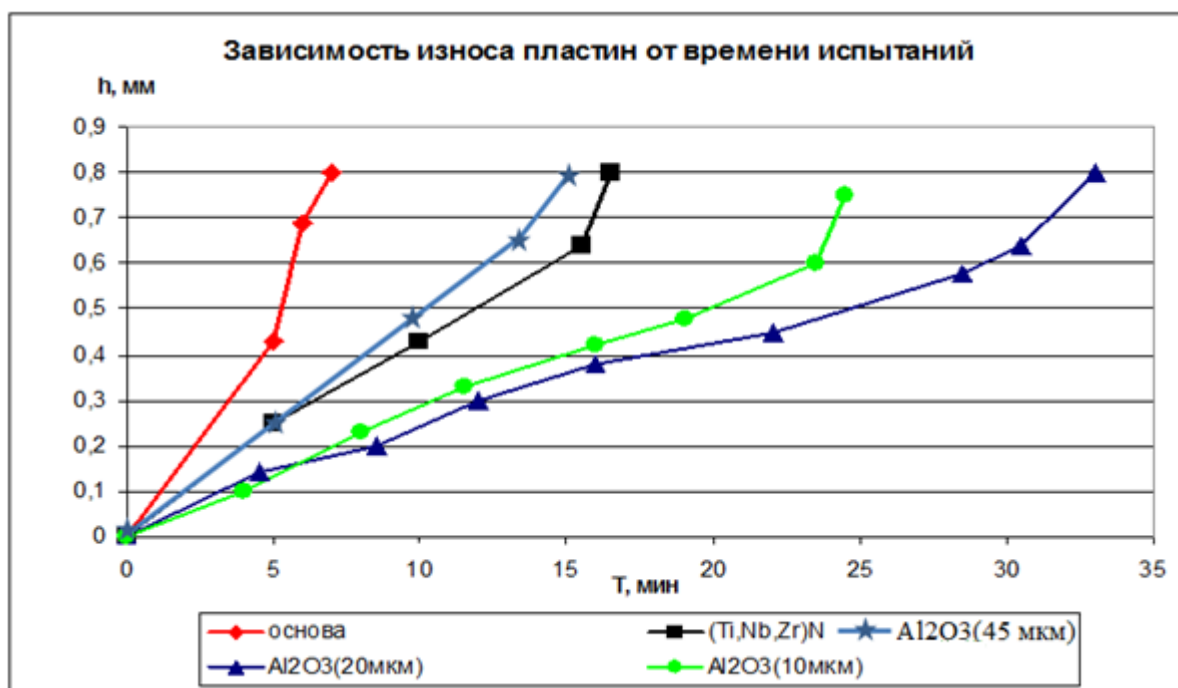


Рисунок 49. Зависимость износа пластин от времени испытаний для пластин с разными покрытиями

При точении по пазам диапазон рациональных скоростей для пластин с покрытием оксидом алюминия ($V=160 - 300$ мм/мин), смещен в область более высоких скоростей, чем у непокрытых пластин ($V=120 - 200$ мм/мин). При равным рациональным диапазоне скоростей, пластины с покрытием $(Ti,Zr,Nb)N+Al_2O_3$ толщиной 10 мкм имеют более высокую стойкость, чем у пластин с покрытием толщиной 20 мкм, как показано на рисунке 50.

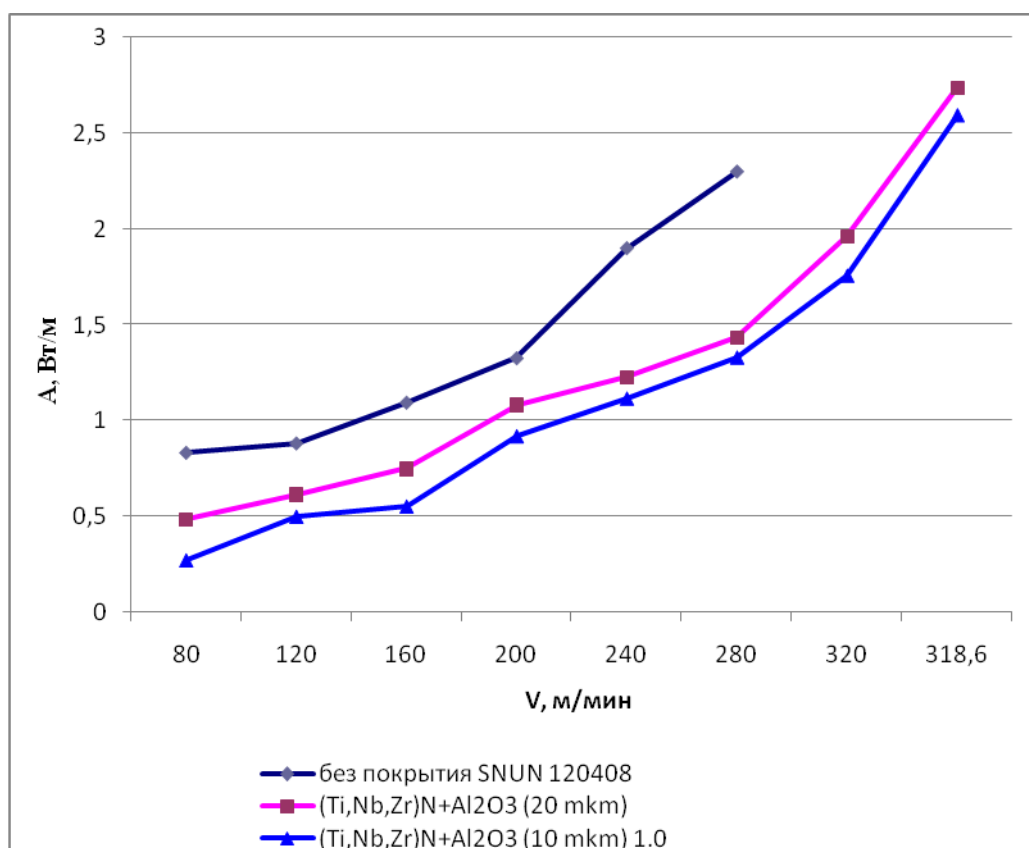


Рисунок 50. Зависимость амплитуды АЭ от скорости резания при точении стали 40Х по пазам пластинами с разным покрытием и толщиной оксидного слоя

Одним из основных факторов, влияющих на эксплуатационные свойства покрытия, является плотность тока, на котором производится процесс окисления алюминия, определяющего кинетику роста оксидной пленки.

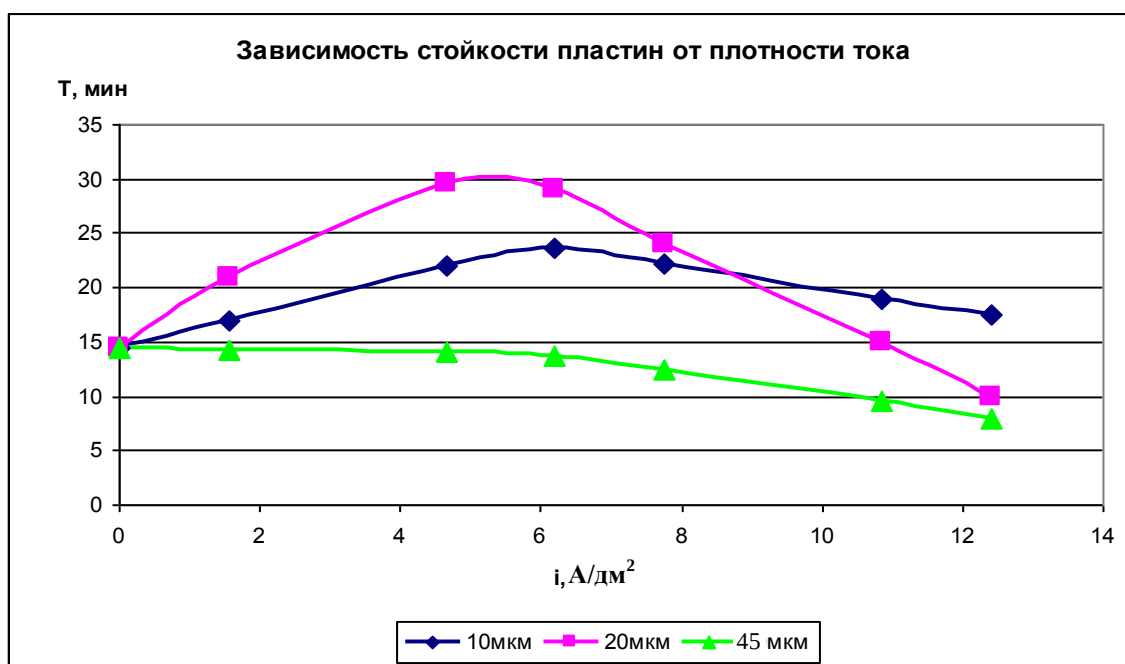


Рисунок 51. Зависимость стойкости пластин от плотности тока при оксидировании

На рисунке 51 приведены результаты экспериментальных исследований по определению стойкости пластин, покрытых с помощью МДО слоем из Al_2O_3 , при точении стали 40Х на режимах $V=200$ м/мин, $S=0,2$ мм/об, $t=1,0$ мм. Из анализа результатов испытаний следует, что при повышении плотности тока до $5,5$ А/дм² стойкость пластин возрастает, что связано с ростом гомогенной твердой пленки из Al_2O_3 .

Дальнейшее увеличение плотности тока приводит к дендритному образованию оксидного покрытия, что влечет за собой увеличение пористости поверхности и снижению стойкости пластины.

Исследование влияния толщины покрытия на плотность тока приведены на рисунке 52.

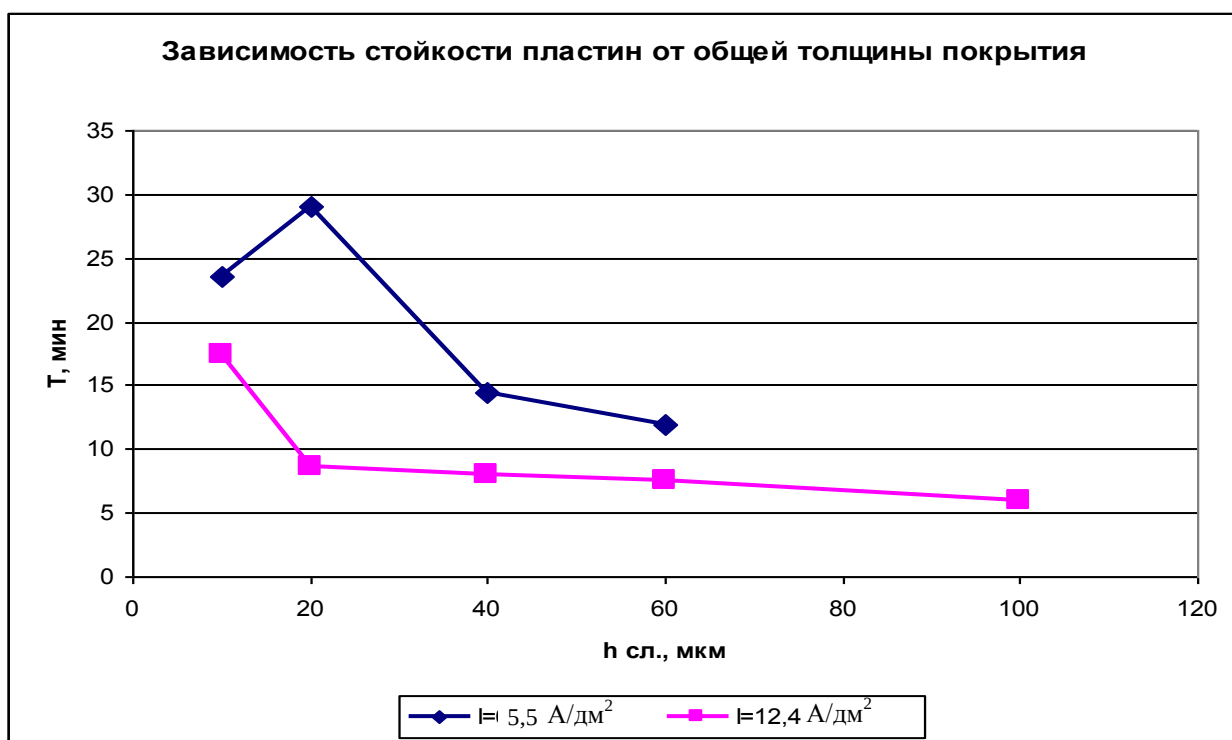


Рисунок 52. Зависимость стойкости пластин от общей толщины покрытия при точении стали 40Х

График показывает, что в выбранном диапазоне изменения толщины покрытия оптимальная величина плотности тока соответствует выбранной в предыдущей серии испытаний и составляет $5,5 \text{ А/дм}^2$. Наибольшую стойкость имеют пластины на указанной плотности тока и с общей толщиной 10 – 20 мкм. Низкая стойкость пластин с общей толщиной более 20 мкм связана с повышенным износом хрупкого толстого покрытия. Сделанные выводы из анализов графиков (рисунки 51 и 52) согласуются с результатами рисунка 35.

Обобщенные результаты анализа стойкостных зависимостей [89] представлены на диаграммах, рисунок 53.

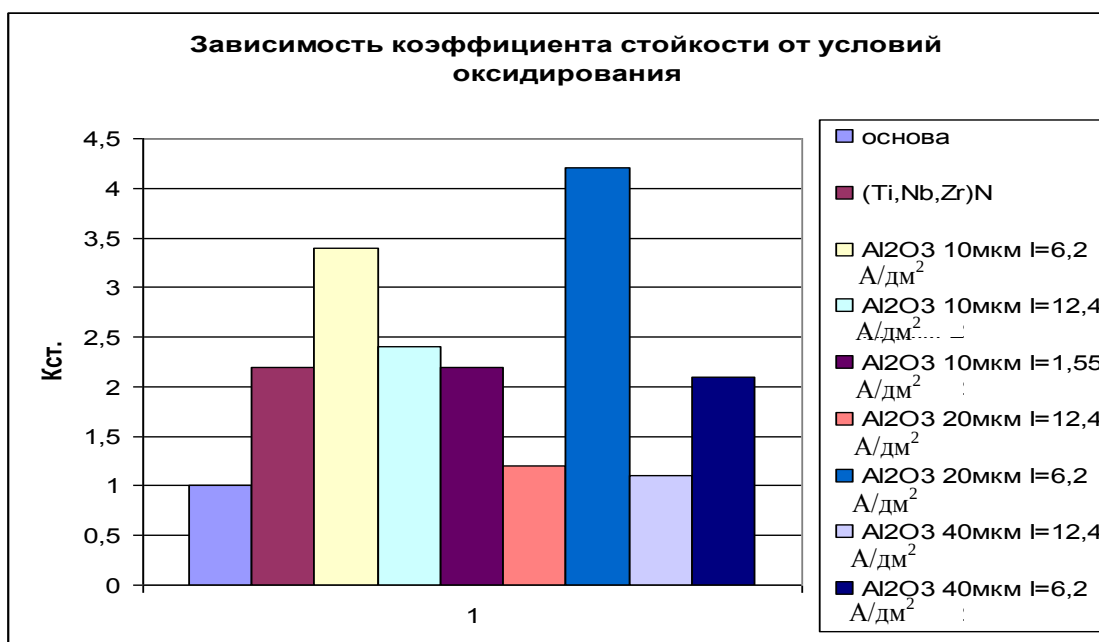


Рисунок 53. Зависимость стойкости пластин от режимов оксидирования

Определение химического состава барьерного слоя играет важную роль в повышении режущих свойств покрытия. Исследовались барьерные слои следующего химического состава: (Ti,Zr,Nb)N, AlTiN, AlCrN. Для оценки стойкости, пластины с этими барьерными слоями покрывались оксидными покрытиями на одних режимах оксидирования. Т.е. покрытия имели одинаковую толщину, как барьерного слоя, так и оксида алюминия.

Определение оптимального состава барьерного слоя при обработке серого чугуна марки СЧ 30 проводилось на следующих режимах: $S=0,2$ мм/об, $t=1,0$ мм. Результаты исследований приведены на рисунке 54.

Из графиков следует, что диапазон рациональных скоростей для барьерного покрытия (Ti,Zr,Nb)N, AlCrN и AlTiN одинаков ($V=125 - 200$ мм/мин), но более высокую стойкость имеют пластины с барьерным покрытием (Ti,Zr,Nb)N далее следует AlCrN. Диапазон рациональных скоростей у пластин с покрытием оксида алюминия, нанесенного на указанные барьерные слои смещен в сторону более высоких скоростей ($V=160 - 240$ мм/мин).

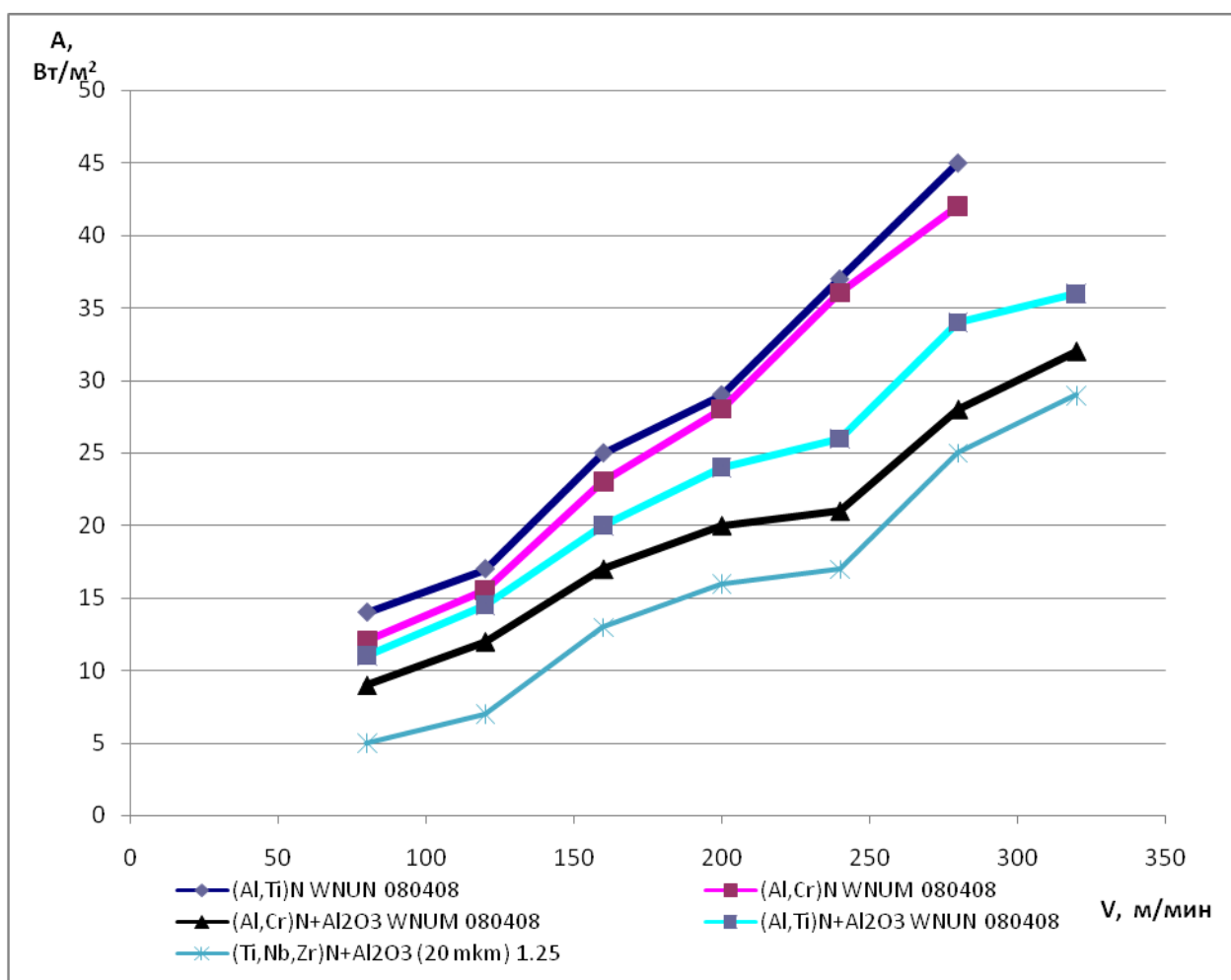


Рисунок 54. Определение оптимального состава барьерного слоя в диапазоне скоростей резания чугуна

На основании анализа полученных зависимостей установлено, что при точении чугуна барьерные слои по степени эффективности расположились в следующем порядке: (Ti,Zr,Nb)N, AlCrN, AlTiN. Более высокую стойкость имеют пластины с барьерным слоем (Ti,Zr,Nb)N+Al₂O₃.

Исследование режущих свойств с помощью традиционных стойкостных испытаний [89] подтвердили результаты, полученные методом экспресс – диагностики механообработки, рисунок 55. Скорость $V=180$ мм/мин выбрана в соответствии с методикой главы 2 в области пересечения рациональных диапазонов скоростей покрытых пластин и пластин без покрытия.

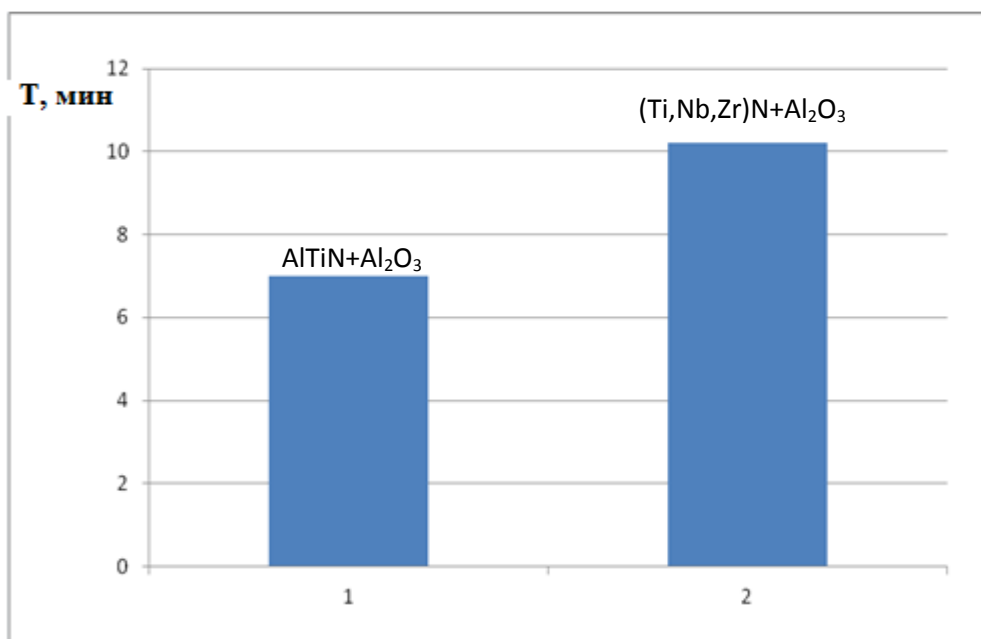


Рисунок 55. Зависимость стойкости образцов WNUM 080408 с покрытием AlTiN+Al₂O₃ и (Ti,Nb,Zr)N+Al₂O₃ при обработке чугуна СЧ 30 от времени резания V=180 мм/мин, S=0,2 мм/об, t=1,0 мм

На рисунке 56 показан график зависимости интенсивности АЭ от скорости резания оксидных пластин с барьерными слоями AlTiN и (Ti,Nb,Zr)N при непрерывном точении стали 40Х.

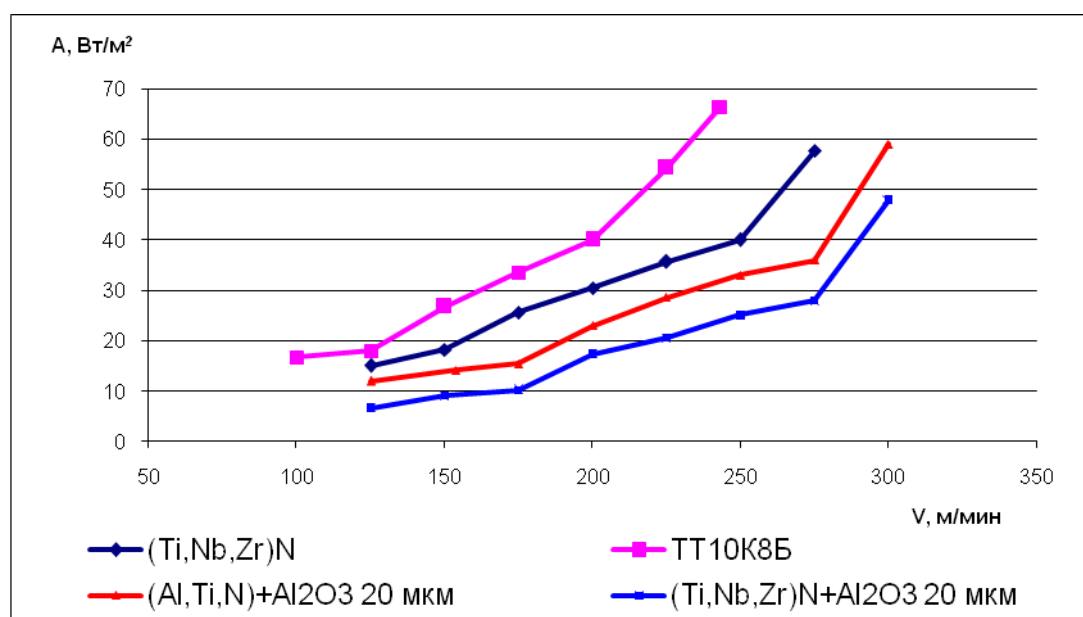


Рисунок 56. Определение оптимального барьерного слоя в диапазоне скоростей резания при непрерывном точении стали 40Х

Как следует из графика, диапазон рациональных скоростей для пластин с покрытием оксидом алюминия ($V=175 - 280$ мм/мин), смещен в сторону более высоких скоростей, чем у покрытых $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}$, ($V=150 - 240$ мм/мин), и у непокрытых пластин ($V=120 - 200$ мм/мин). При равном рациональном диапазоне скоростей, пластины с покрытием $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}+\text{Al}_2\text{O}_3$ имеют более высокую стойкость, чем пластины с $\text{AlCrN}+\text{Al}_2\text{O}_3$. Следовательно, наиболее эффективным при непрерывном точении стали 40Х, является барьерный слой $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}$.

Полученный вывод подтвержден традиционными стойкостными испытаниями, представленными на рисунке 57 на следующих режимах: $V=200$ м/мин, $S=0,2$ мм/об, $t=1,0$ мм. Скорость $V=200$ мм/мин выбрана в соответствии с методикой главы 2 в области пересечения рациональных диапазонов скоростей покрытых пластин и пластин без покрытия.

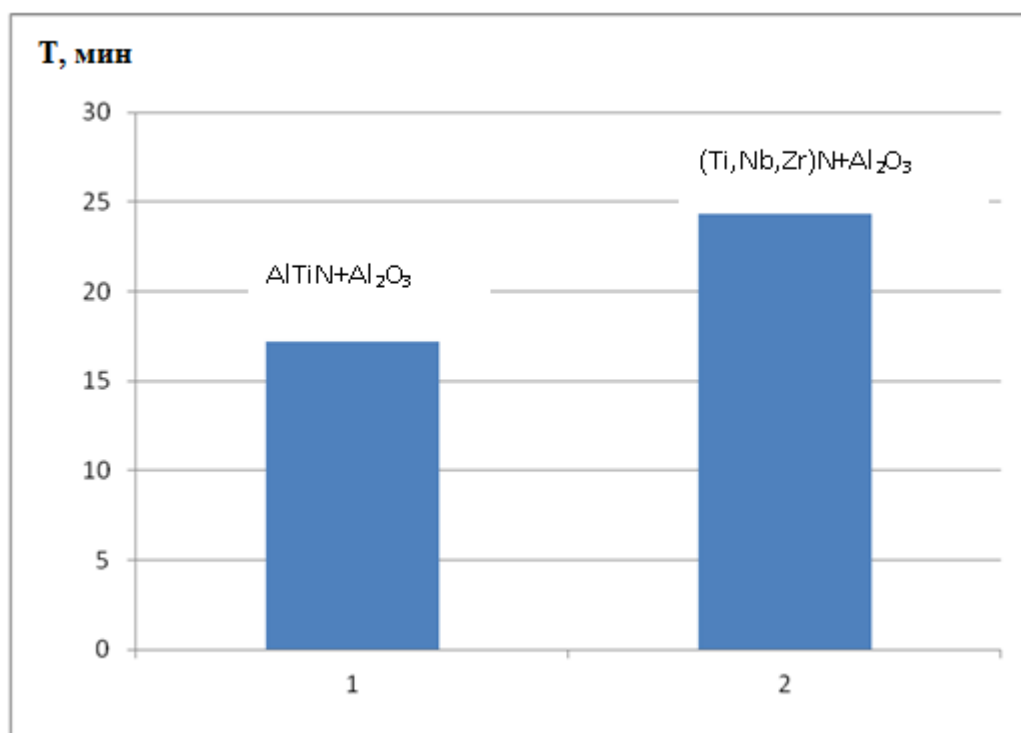


Рисунок 57. Зависимость стойкости образцов WNUM 080408 с покрытием $\text{AlTiN}+\text{Al}_2\text{O}_3$ и $(\text{Ti,Nb,Zr})\text{N}+\text{Al}_2\text{O}_3$ при обработке стали 40Х от времени резания с различным барьерным слоем

Анализ полученных зависимостей экспресс – диагностики и традиционных стойкостных испытаний позволяет сделать вывод, что при непрерывном точении стали 40Х, лучшие результаты имеет барьерный слой (Ti,Nb,Zr)N.

При прерывном резании (точение по пазам) пластины с барьерными покрытиями (Ti,Zr,Nb)N, AlCrN и AlTiN имеют одинаковый диапазон рациональных скоростей ($V=120 - 200$ мм/мин), но более высокую стойкость имеют пластины с барьерным покрытием AlCrN+Al₂O₃, далее следует (Ti,Zr,Nb)N+Al₂O₃.

Диапазон рациональных скоростей у пластин с нанесенным оксидом алюминия на указанные барьерные слои, смещен в сторону более высоких скоростей ($V=160 - 300$ мм/мин). Это связано со снижением температуры во время цикла прохождения режущей пластины по воздуху. Более высокую стойкость показывают пластины с барьерным слоем AlCrN, как показано на рисунке 58.

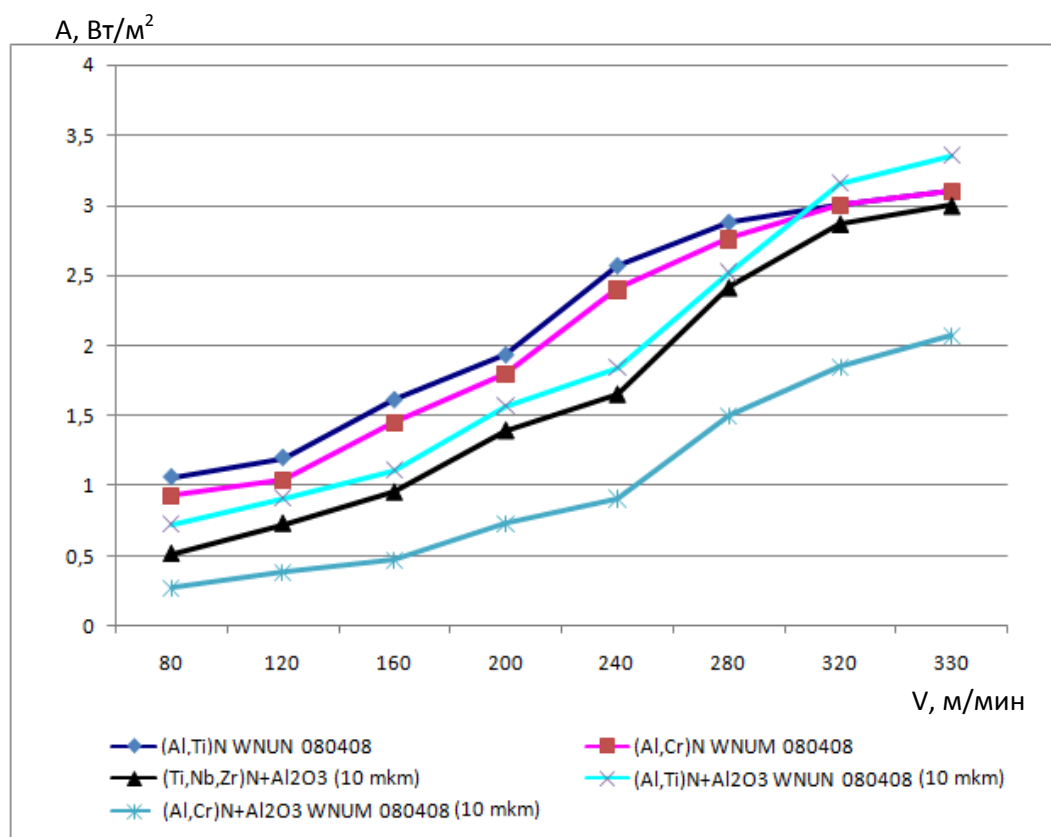


Рисунок 58. Зависимость интенсивности АЭ от скорости резания для пластин с барьерными слоями разной марки при точении по пазам

Полученные данные подтверждены стойкостными испытаниями, представленными на рисунке 59, на следующих режимах: $V=200$ м/мин, $S=0,2$ мм/об, $t=1,0$ мм.

Скорость $V=200$ мм/мин выбрана в соответствии с методикой главы 2 в области пересечения рациональных диапазонов скоростей покрытых пластин и пластин без покрытия.

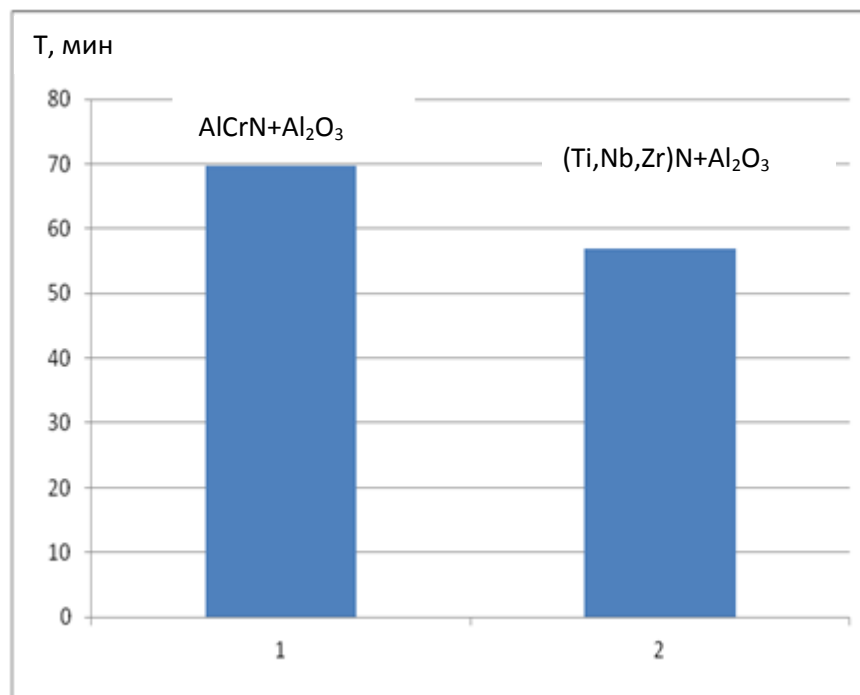


Рисунок 59. Зависимость стойкости образцов WNUM080408 с покрытием AlCrN+Al₂O₃ и (Ti,Nb,Zr)N+Al₂O₃ при точении по пазам стали 40X от времени обработки

Для прерывистого резания стали 40X, оксидированные пластины с барьерным слоем AlCrN показывают лучшие результаты по сравнению с барьерным слоем из (Ti,Nb,Zr)N. Это связано с тем, что барьерный слой AlCrN более пластичен, по сравнению с (Ti,Nb,Zr)N и AlTiN.

Немаловажное значение для эффективности работы покрытия и себестоимости его нанесения имеет толщина барьерного покрытия. На рисунке 60 представлены результаты исследований интенсивности АЭ от толщины покрытия для различных скоростей при обработке чугуна СЧ30.

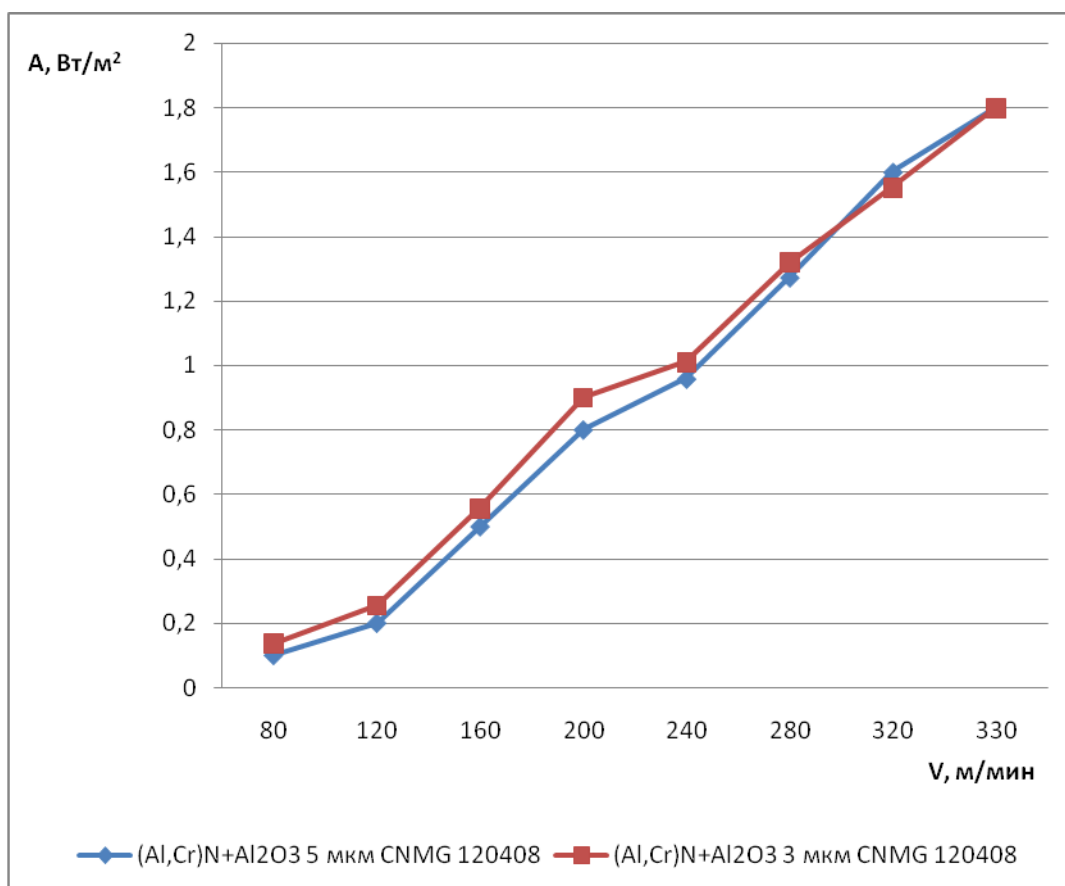


Рисунок 60. Зависимость интенсивности АЭ от толщины барьерного слоя 3 и 5 мкм

Из графика следует, что лучшие результаты по стойкости имеют пластины с барьерным слоем 5 мкм. Стойкость пластин с барьерным слоем 3 мкм несколько ниже, что связано с большим проникновением компонентов сплава основы сквозь поры в покрытии при оксидировании.

На распределение толщины слоев $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ модификаций влияют в основном два параметра МДО:

- отношение катодного тока к анодному, определяющее температуру в зоне разряда;
- время оксидирования, влияющее на глубину проникновения разряда с высокой температурой.

С целью определения оптимального соотношения этих фаз были проведены экспериментальные исследования по влиянию асинхронности токов в процессе

получения оксида алюминия на режущие свойства пластин. Влияние степени асинхронности процесса, определяемое соотношением анодного тока к катодному $K_{ан}/K_{кат}$ на интенсивность АЭ при обработке чугуна показано на рисунке 61.

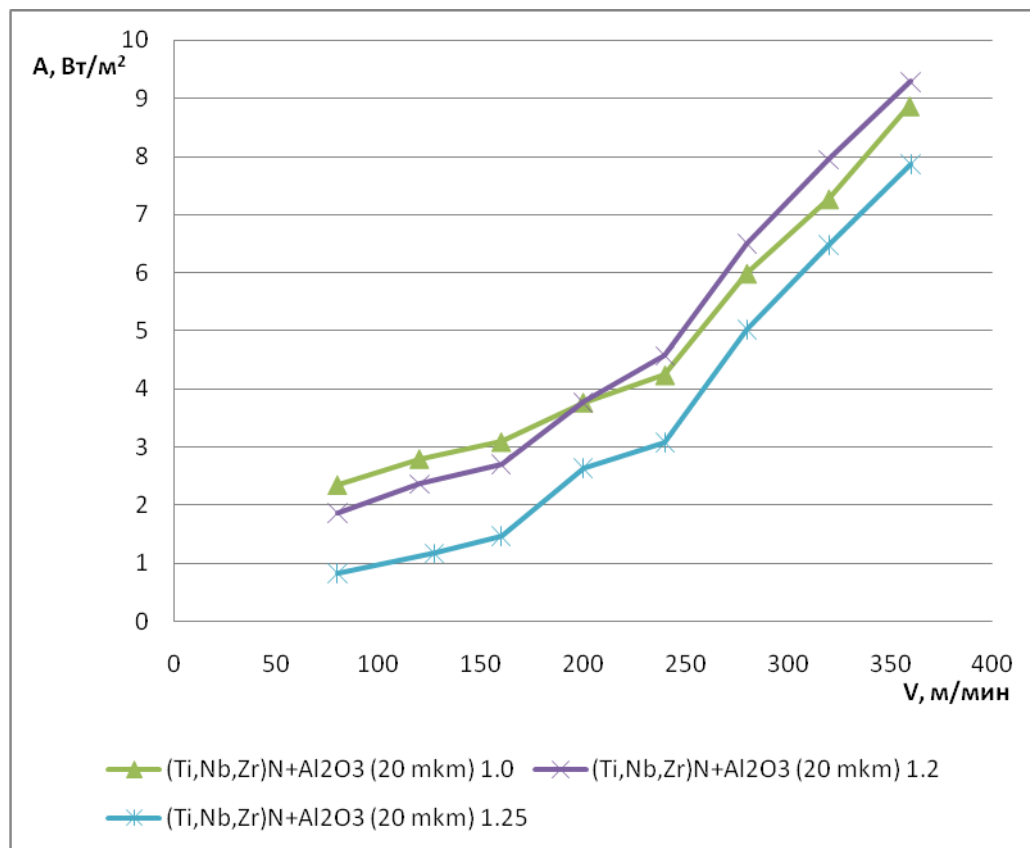


Рисунок 61. Зависимость $A=f(V)$ для разных соотношений $K_{ан}/K_{кат}$ при точении по чугуну

Из графика следует, что при непрерывной обработке чугуна максимальную стойкость имеют пластины с оксидом алюминия, полученным при отношении анодного тока к катодному $K_{ан}/K_{кат}=1,25$. До максимально допустимой скорости в зоне адгезионно – усталостного износа покрытие, полученное при соотношении токов $K_{ан}/K_{кат}=1,2$ имеет большую стойкость по сравнению с пластинами, полученными при синхронном режиме $K_{ан}/K_{кат}=1,0$.

При обработке по пазам (рисунок 62) картина меняется. Наибольшую стойкость имеют пластины с отношением анодного тока к катодному $K_{ан}/K_{кат}=1,2$.

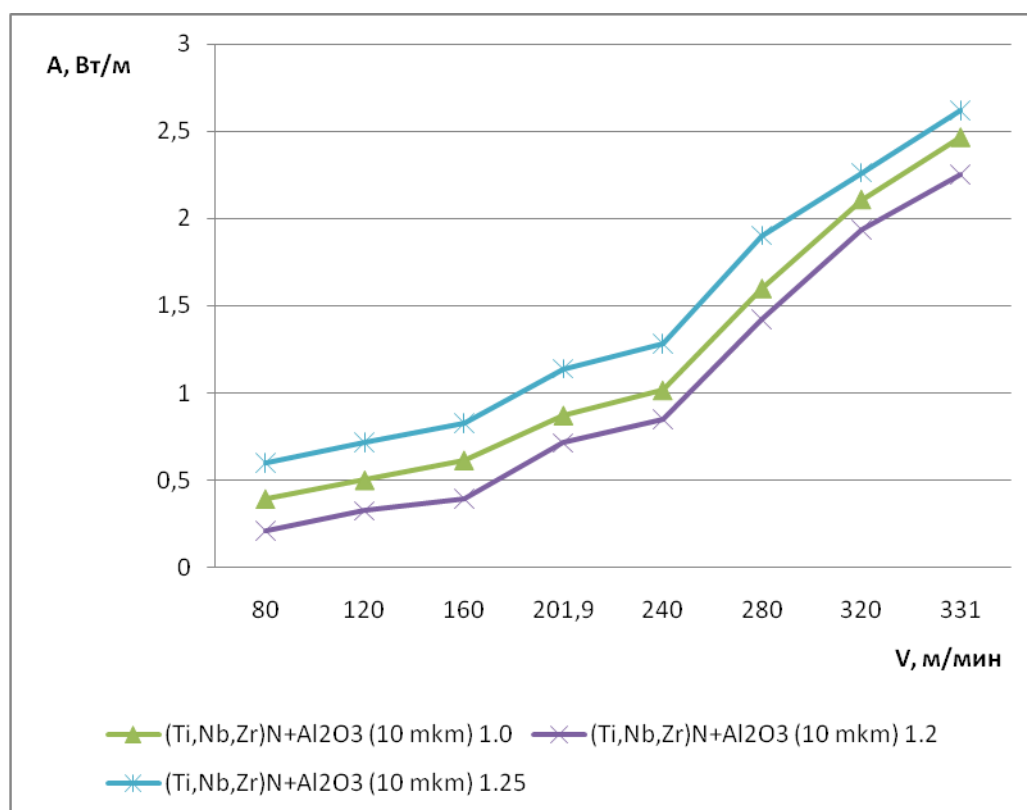


Рисунок 62. Зависимость интенсивности АЭ от скорости резания при прерывном точении (по пазам) стали 40Х для различных отношений анодного тока к катодному $K_{ан}/K_{кат}$

Пластины с отношением анодного тока к катодному $K_{ан}/K_{кат}=1,25$ имеет меньшую стойкость, что связано с меньшей толщиной «мягкой» прослойки.

С целью оптимизации времени оксидирования, влияющего на соотношение слоев $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ модификаций, за счет увеличения глубины проникновения температуры, достаточной для образования $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ближе к барьерному слою и сокращения, тем самым, толщины слоя $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ были проведены стойкостные испытания при обработке стали 40Х и чугуна СЧ30.

Зависимость стойкости от времени оксидирования приведена на рисунке 63. Как следует из графика, наибольшую стойкость, при обработке стали имеют пластины с толщиной покрытия 20 мкм и временем оксидирования 20 мин. За это время прооксидировался, по данным графика (рисунок 34) весь алюминиевый слой с образованием слоев с $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ модификациями.

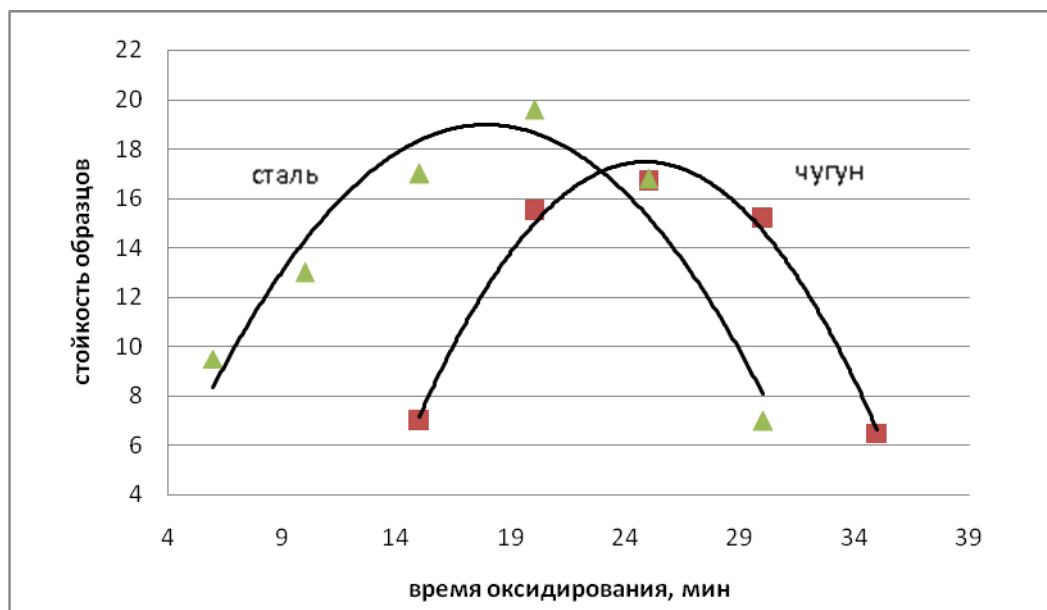


Рисунок 63. Зависимость стойкости оксидных пластин от времени оксидирования при обработке стали 40Х и чугуна СЧ30

Меньшее время оксидирования приводит к образованию более толстого слоя $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, имеющего меньшую твердость по сравнению с $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Незначительное время оксидирования приводит к появлению не связанного алюминия, что значительно снижает стойкость инструмента. При оксидировании алюминиевого слоя выше 20 – 22 мин уменьшается содержание в алюминиевом покрытии $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ модификации, что снижает способность покрытия противостоять действующим напряжениям, которые имеют место в условиях сливного стружкообразования, характерного для обработки стали.

При обработке чугуна оптимальное время оксидирования смещается до 25 мин, это связано с элементарным образованием стружки и более низкими напряжениями, действующими на покрытие в процессе резания. Меньшие действующие напряжения допускают меньшую толщину слоя $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ модификации. Однако, более тонкий слой $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ из-за снижения защитных свойств, пропускает больше тепла к твердосплавной основе, что несколько снижает стойкость пластин с покрытием.

Таким образом, на основании результатов проведенной оптимизации были получены следующие параметры нанесения разработанного оксидно-нитридного покрытия:

для непрерывного течения:

- материал барьерного слоя (Ti,Nb,Zr)N;
- толщина барьерного слоя 5 мкм;
- общая толщина покрытия (барьерный слой+Al) ~ 19 мкм;
- асинхронность токов при оксидировании $K_{ан}/K_{кат}=1,25$;
- время оксидирования 20 – 22 мин для стали и 23 – 25 мин для чугуна.

для прерывистой обработки:

- материал барьерного слоя (Al,Cr)N;
- толщина барьерного слоя 5 мкм;
- общая толщина покрытия (барьерный слой+Al) ~ 11 мкм;
- асинхронность токов при оксидировании $K_{ан}/K_{кат}=1,2$;
- время оксидирования 8 – 10 мин.

На рисунках 64 и 65 показана расчетная и оптимизированная структура покрытия для непрерывной обработки.

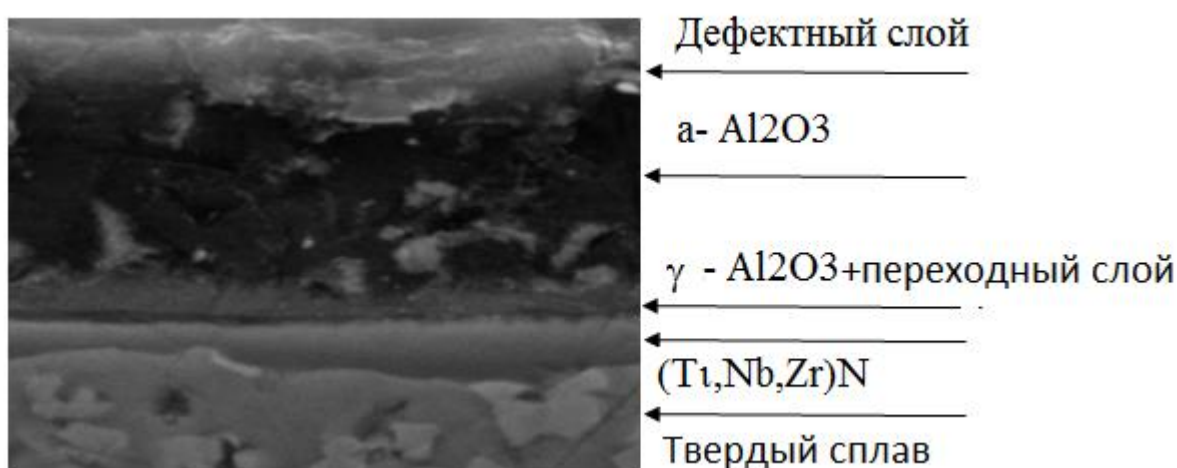


Рисунок 64. Расчетная структура разработанного покрытия

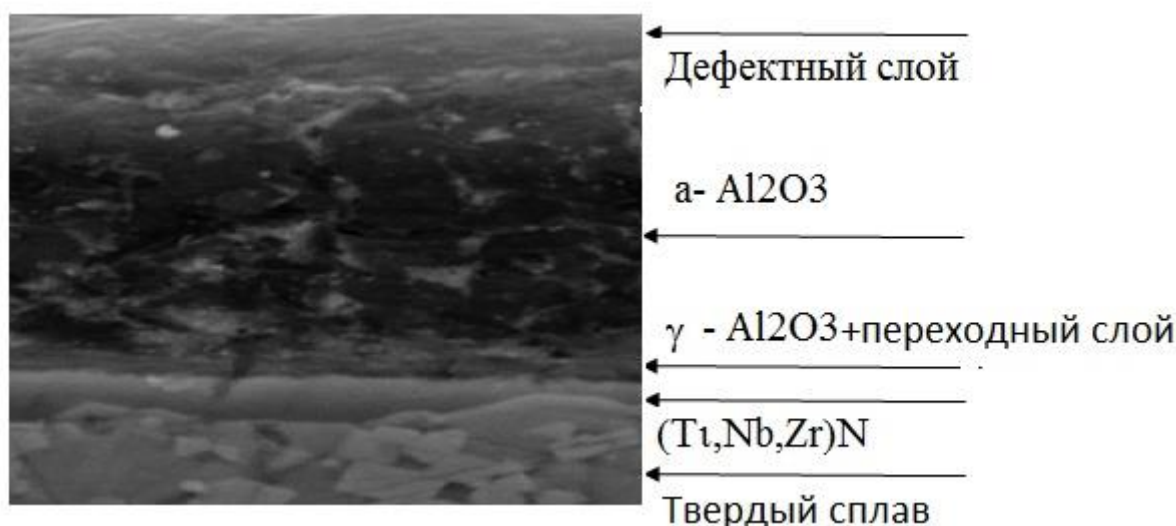


Рисунок 65. Оптимизированная структура разработанного покрытия

Толщина слоев покрытий приведена в таблице 22.

Таблица 22. Расчетная и оптимальная толщина слоев разработанного покрытия

№ п/п	модификация покрытия	Расчетное покрытие, мкм	Оптимизированное покрытие, мкм	
			Непрерывная обработка	Прерывистая обработка
	дефектный слой	1,8	2,0	1,2
	слой α - Al_2O_3	8,3	10,8	4,5
	γ - Al_2O_3	0,2	0,26	0,32
	переходный слой	0,8	1,0	0,4
	барьерный слой	4,6	4,5	4,5
	общая толщина	15,7	18,62	11,0

Как следует из таблицы, все варианты покрытия имеют верхний дефектный слой, который не учитывался при разработке модели и учитывался в общей толщине покрытия в процессе оптимизации. Следовательно, исключая его в первом варианте, получаем общую толщину, равную 13,9 мкм, при средней расчетной толщине 13,4 мкм. Для оптимального варианта при непрерывной обработке общая толщина покрытия 18,62 мкм, реальная – 16,62 мкм (Разница между оптимальным вариантом и средним расчетным значением не превышает 20%).

Для прерывистой обработки общая толщина – 11,0 мкм, реальная – 9,8 мкм. Увеличение слоя γ - Al_2O_3 по сравнению с расчетным в модели приводит к улучшению теплозащиты основы и обосновано наличием хим. элементов барьерного слоя в алюминиевом покрытии, из-за их дрейфа. Толщина α - Al_2O_3 в оптимальном

варианте выше по причине снижения толщины покрытия из-за износа передней поверхности пластины. Верхний дефектный слой очень хрупкий, и снимается стружкой при работе режущей пластины за несколько секунд. Однако, дефектный слой желательно удалять, с целью снижения возможности зарождения трещин в дефектном слое и их перехода в основной (рабочий) слой покрытия. Эта операция производится на установке мультифинишной полировки, модели DF 35 фирмы «ОТЕС». В дальнейших испытаниях использовались пластины с оптимизированной конструкцией покрытия и полированной поверхностью.

4.3 Экспериментальные исследования разработанного покрытия

Значительный интерес представляет сравнительные испытания разработанного покрытия с керамикой, так как оксид алюминия является основой для разработанного покрытия и оксидной керамики.

На рисунке 66 представлена зависимость интенсивности АЭ от скорости резания для разработанного покрытия и керамики.

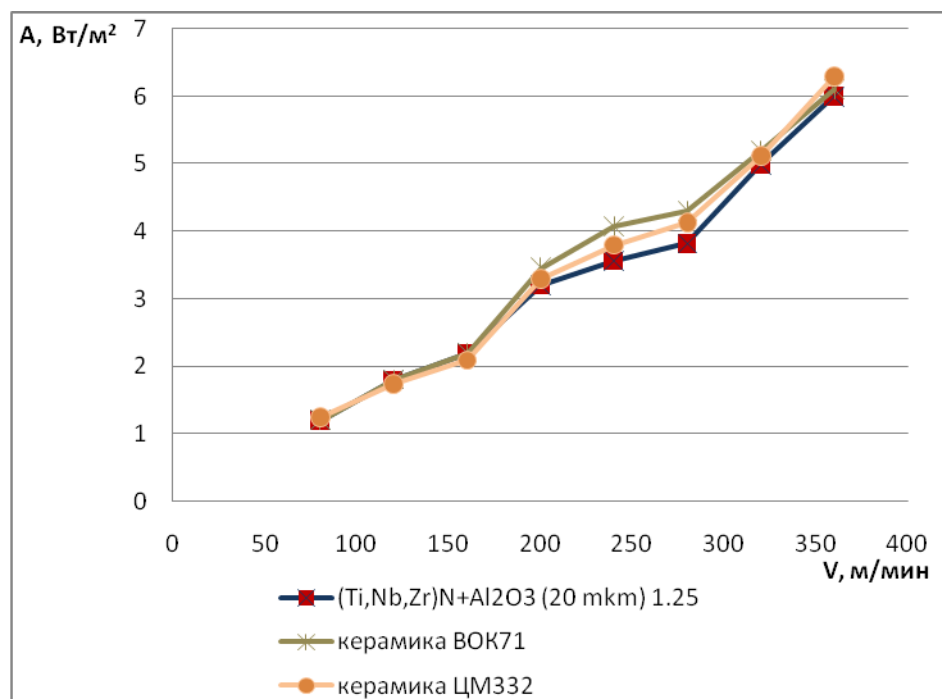


Рисунок 66. Зависимость $A=f(V)$ для керамики и оксидно-нитридного покрытия (СЧ30, $S = 0,1$ мм/об, $t=0,5$ мм)

Из графика следует, что на низких скоростях стойкость покрытия и керамики совпадает. Ближе к максимально допустимой скорости стойкость пластин с оксидным покрытием несколько выше. На очень высоких скоростях, где преобладает диффузионный износ, стойкости опять становятся равными. Это можно объяснить тем, что верхний слой покрытия и керамика имеют одни и те же характеристики, в частности твердость. Поэтому на низких скоростях стойкость их одинакова. Однако, коэффициент теплопроводности разработанного покрытия ниже, чем у керамики, за счет минимально теплопроводной $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ модификации. Поэтому на высоких скоростях тепло в большем количестве отводится в обрабатываемый материал, пластическое течение обрабатываемого материала приводит к повышению его обрабатываемости. На очень высоких скоростях, основным параметром, влияющим на износ инструмента, является инертность поверхности покрытия к обрабатываемому материалу в зоне контакта, а материал покрытия и керамики одинаковый – оксид алюминия.

Полученные данные были подтверждены стойкостными испытаниями, представленными на рисунке 67 при обработке чугуна на скорости резания $V=240$ м/мин $S=0,1$ мм/мин, $t=0,5$ мм.

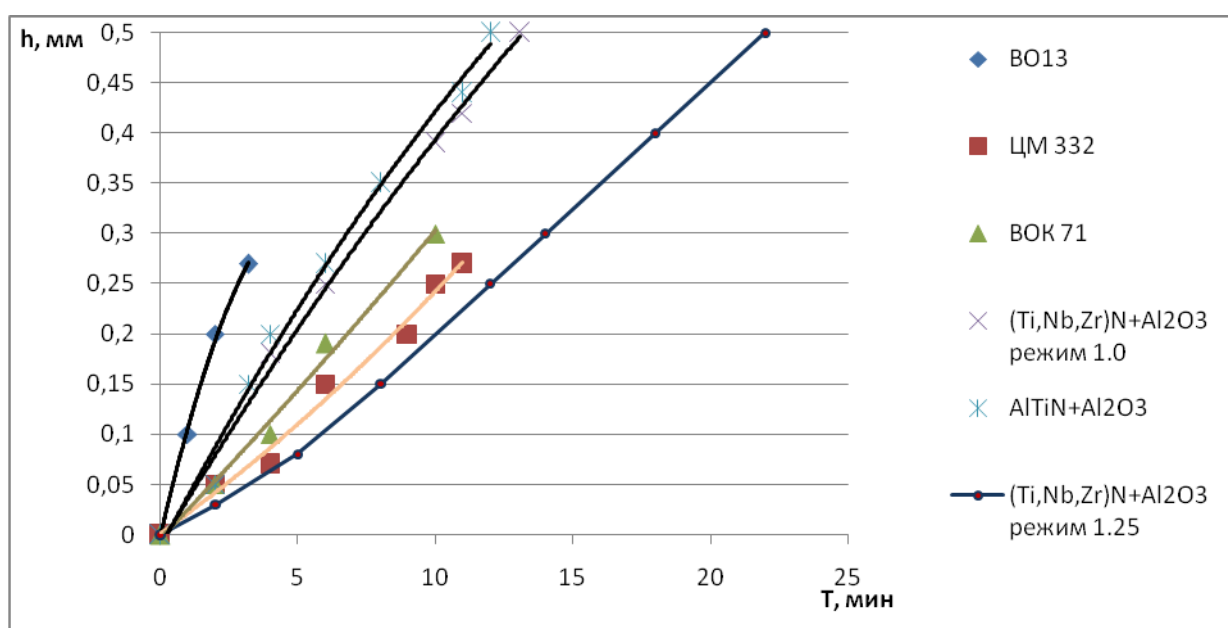


Рисунок 67. Сравнительные испытания стойкости при резании пластин из керамики с СМП из твердого сплава, с оксидно-нитридным покрытием

Пластины с покрытием $(\text{Ti}, \text{Nb}, \text{Zr})\text{N} + \text{Al}_2\text{O}_3$ с соотношением, при оксидировании покрытия, анодного тока к катодному $K_{\text{ан}}/K_{\text{кат}} = 1,25$ имеют стойкость на 20 – 25% выше, чем керамика ЦМ332 и ВОК71. Стойкость пластины с покрытием $(\text{Ti}, \text{Nb}, \text{Zr})\text{N} + \text{Al}_2\text{O}_3$ с соотношением анодного тока к катодному $K_{\text{ан}}/K_{\text{кат}} = 1,0$ имеют стойкость на 40% ниже, чем у керамики. Испытания проводились до критерия износа для керамики $h_3 = 0,3$ мм. Однако критерием замены пластин с покрытием является износ по задней грани $h_3 = 0,5$ мм, что делает более перспективным покрытие $(\text{Ti}, \text{Nb}, \text{Zr})\text{N} + \text{Al}_2\text{O}_3$.

Кроме того, пластины из керамики, имеют низкую прочность при изгибе $\sigma_{\text{из}} = 6 - 9$ ГПа в зависимости от легирования. Для определения допустимой подачи были проведены исследования, результаты которой приведены на рисунке 68. Режимы резания $V = 160$ м/мин, $t = 1,0$ мм, обработка стали 40Х.

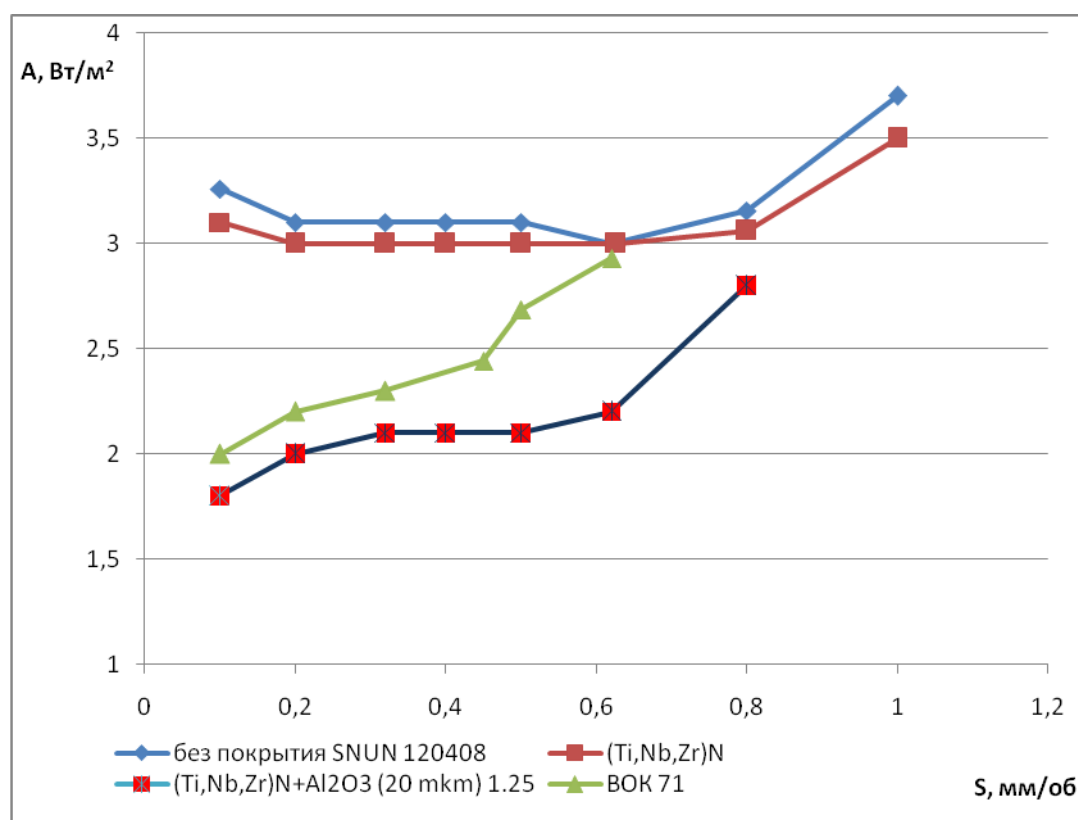


Рисунок 68. Зависимость $A=f(S)$ при определении допустимой подачи для керамики, барьерного покрытия и оксидно-нитридного покрытия

Из рисунка 68 следует, что при резании барьерное покрытие (Ti,Nb,Zr)N практически не снижает максимально допустимую подачу для непокрытых пластин равную $S=0,8$ мм/об. Максимально допустимая подача для пластин с разработанным покрытием (Ti,Nb,Zr)N+Al₂O₃ составляет $S=0,62$ мм/об. Максимальная подача при резании керамикой BOK71 составляет $S=0,45$ мм/об. Стойкость пластин из керамики BOK71 и пластин с покрытием (Ti,Nb,Zr)N+Al₂O₃ в диапазоне подач до $S=0,45$ мм/об выше, чем у пластин без покрытия и покрытых (Ti,Nb,Zr)N. Допустимая подача у керамики значительно меньше, чем у пластин, покрытых (Ti,Nb,Zr)N+Al₂O₃. Это связано со снижением напряжений в разработанном оксидном покрытии за счет «мягкого» слоя, состоящего из γ -Al₂O₃ модификации.

В лаборатории резания ФГУП «ВНИИТС» были проведены испытания разработанного в НИТУ «МИСиС» покрытия (Ti,Nb,Zr)N/Al₂O₃, по сравнению с серийно применяемым AlTiN. Условия и результаты испытаний приведены в таблице 23.

Таблица 23. Испытания разработанного покрытия с серийно применяемым AlTiN

№ п/ п	Фомораз- мер	Марка сплава	покрытие	Обрабаты- ваемый материал	Стой- кость Т, мин	из- нос h, мм	К _{ст}	Примечания
Режимы резания при обработке стали 50:								
V=200 м/мин, подача S=0,2 мм/об, глубина t=1,0 мм								
1	WNUM 080408	MC146	Б/П	сталь 50	7,0	0,8	1,0	К _{ст} пар- тии=2,54
2		-«-	AlTiN	-«-	18,0	0,48	2,57	
3		-«-	AlTiN	-«-	18,5	0,51	2,64	
4		-«-	AlTiN		17,0	0,52	2,43	
5		MC146	КП*	сталь 50	33,5	0,5	4,78	
6	WNUM 080408	-«-	КП*	-«-	32,0	0,48	4,57	К _{ст} пар- тии=4,65
7		-«-	КП*	-«-	32,5	0,51	4,6	
При обработке стали 50 средний К _{ст} =КП*/AlTiN=1,8								
Режимы резания при обработке чугуна СЧ 30:								
V=240 м/мин, подача S=0,1 мм/об, глубина t=0,5 мм								
8	WNUM 080408	MC146	AlTiN	чугун СЧ 30	7,4	0,49		
9			AlTiN		8,0	0,5		
10			КП*		14,5	0,48		
11			КП*		14,8	0,5		
При обработке чугуна СЧ 30средний К _{ст} =КП*/AlTiN=1,9								

КП* - композитное покрытие ((TiNbZr)N/Al₂O₃)

Как следует из анализа результатов испытаний, при обработке стали стойкость пластин WNUM080408 из сплава MC146 покрытых (TiNbZr)N/Al₂O₃ в 1,8 раза выше, чем у пластин с покрытием AlTiN.

При обработке чугуна стойкость пластин WNUM080408 из сплава MC146 покрытых (Ti,Nb,Zr)N/Al₂O₃ в 1,9 раза выше, чем у пластин с покрытием AlTiN.

Для исследования эффективности работы оксидно-нитридного покрытия по сравнению с другими покрытиями, фирмам, специализированным на нанесении покрытия на инструмент, передавались пластины одной марки – PT57, одной партии изготовления и одного формо – размера. Эти фирмы наносили покрытие, используемое ими в производстве. Покрытия, полученное от этих фирм, режимы испытания и их результаты испытаний [90] сведены в таблицу 24.

Таблица 24. Испытания разработанного покрытия с серийно применяемыми покрытиями разных фирм

№ п/п	Фирма	Тип покрытия	Скорость резания V, м/мин	Подача S, мм/об	Глубина t, мм	Время T, мин	Износ h, мм
1	Исходная пластина	Без покрытия	220	0,2	1,0	10,0	0,5
2	Eifiler Германия	Eifiler	-''-	-''-	-''-	40,0	0,5
3	Eifiler Германия	Dual	-''-	-''-	-''-	60,6	0,5
4	SHM Чехия	(Ti,Al)N+TiN (Голд)	-''-	-''-	-''-	44,6	0,5
	SHM Чехия	(Al,Ti)N (Блэк)	-''-	-''-	-''-	62,0	0,5
5	Технополис (Platit - Россия)	(Al,Ti)N	-''-	-''-	-''-	45,5	0,5
6	ВНИИТС Россия	(Ti,Zr,Nb)N	-''-	-''-	-''-	30,0	0,5
7	МИЗ, Россия	(Ti,Al)N	-''-	-''-	-''-	25,0	0,5
		(Al,Ti)N	-''-	-''-	-''-	39,0	0,5
8	(НИТУ МИСиС) Россия	(Ti,Zr,Nb)N+Al ₂ O ₃ K _{ан} /K _{кат} =1,0	-''-	-''-	-''-	63,4	0,5
9	(НИТУ МИСиС) Россия	(Ti,Zr,Nb)N+Al ₂ O ₃ K _{ан} /K _{кат} =1,25	-''-	-''-	-''-	78,0	0,5

Как следует из таблицы лучшие результаты показали следующие покрытия:

1. (Ti,Zr,Nb)N+Al₂O₃ – МиСиС;
2. (Al,Ti)N (Блецк) – SHM Чехия;
3. Dual – Eifiler Германия.

Покрытие фирмы Eifiler Германия было передано на испытания под обозначением Eifiler и Dual. Покрытие фирмы SHM (Чехия) (Al,Ti)N дублировалось словом «Блецк».

Таким образом, в процессе исследований в лабораторных условиях оксидно-нитридное покрытие показало положительные результаты, особенно для высоких скоростей резания.

Производственные сравнительные испытания проводились при обработке деталей типа фланец, пластинами из AP30AM, (покрытие AlTiN) изготовленными ОАО «КЗТС», по сравнению с разработанным в НИТУ «МИСиС» пластинами с композитным оксидно-нитридным покрытием (Ti,Zr,Nb)N/Al₂O₃. Заготовка (способ получения – штамповка, № чертежа 8с810-6107-13) из материала 12Х18Н10Т $\delta_s=540 - 590$ МПа, обрабатывалась на токарно-фрезерном станке с ЧПУ СТХ 310 есо DMG. Для охлаждения применялась СОЖ Blasocut-4000CF. Испытания проводились на штатной партии деталей при резании по управляющей программе.

Применяемые режимы резания: V=60 м/мин, S=0,15 мм/об, t=2 мм. Основа для режущих пластин CNMG 120408 с геометрией R4 для получистовой обработки под покрытие, изготавливались из одной партии. Результаты испытаний сведены в таблице 25.

Таблица 25. Производственные испытания разработанного покрытия

Марка твердого сплава и покрытия	покрытие	Средняя стойкость, Т, мин.	Износ по задней грани h _з , мм	Изготовитель пластин основы
BP35AM	AlTiN(КЗТС)	21	1,0	КЗТС
AP30AM	AlTiN (КЗТС)	24	0,9	КЗТС
A30	(Ti,Zr,Nb)N/Al ₂ O ₃ (НИТУ МИСиС)	35	0,75	КЗТС

Как следует из анализа результатов испытаний, стойкость пластин CNMG 120408-R4 из сплава A30 с оксидно-нитридным покрытием $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}/\text{Al}_2\text{O}_3$ в 1,7 раза выше, чем у пластин CNMG 120408-R4 из сплава BP35AM и в 1,46 раза выше, чем у пластин из сплава AP30AM с покрытием AlTiN. При этом износ по задней поверхности h_3 пластин CNMG 120408-R4 производства ОАО «КЗТС» из сплава BP35AM на 33%, а из сплава AP30AM на 20% превышает износ по задней поверхности h_3 пластины CNMG 120408-R4 из сплава A30, покрытых $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}/\text{Al}_2\text{O}_3$ в НИТУ «МИСиС».

Сравнительные стойкостные испытания [91] тангенциальных пластин LNMX301940-77 с разработанным композитным оксидно-нитридным покрытием $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}/\text{Al}_2\text{O}_3$ были проведены при обработке осей для колесных пар грузовых вагонов типа РУ1Ш в производственных условиях ЛЛМЗ.

В испытаниях сравнивались разработанный на кафедре ТТМ и ПС МИИТ специальный режущий инструмент для черновой обработки, оснащенный режущими пластинами LNMX301940-77, покрытых композитным оксидно-нитридным покрытием с пластинами из одной марки и партии, но покрытых методом CVD – $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ (ОАО КЗТС), а также с пластинами LNMX301940 иностранного производства марок: GC4025 Sandvik Coromant (Швеция), TT3500 «Taegu Тес» (Южная Корея), YBC351 «ZCCCT» (Китай). Оси из поковок, твердостью HB=160 – 190 обрабатывались на технически исправных осетокарных гидрокопировальных станках КЖ1832.02, (2005 и 2002 г. выпуска) на следующих режимах резания: частота вращения $n=100$ об/мин, подача $S=0,9 - 1,1$ мм/об, глубина резания $t=5 - 15$ мм. Обработка производилась без применения СОЖ. Результаты испытаний сведены в таблицу 26.

Таблица 26. Производственные испытания разработанного покрытия

Марка твердого сплава и покрытия	покрытие	Средняя стойкость, Т, мин.	Износ по задней грани h_z , мм	Изготовитель пластин основы
ANP200 (CVD)	TiCN/Al ₂ O ₃ КЗТС	10	0,7	КЗТС
ANP200 - КП	(Ti,Zr,Nb)N/Al ₂ O ₃ (НИТУ МИСиС)	44	0,67	КЗТС
GC4025 (CVD)	Sandvik Coromant	45	0,7	Sandvik Coromant
TT3500	«Taegu Тес» Южная Корея	26	0,72	«Taegu Тес»
YBC351	«ZCC СТ» Китай	15	0,68	«ZCC СТ»

Анализ результатов сравнительных испытаний показали, что стойкость пластин LNMХ301940-77 из сплава ANP200 - КП с разработанным оксидно-нитридным покрытием (Ti,Zr,Nb)N/Al₂O₃ в 4,4 раза выше, чем у пластин ANP200 с покрытием TiCN/Al₂O₃ (ОАО «КЗТС» с покрытием CVD) и практически равна стойкости пластин марки GC4025 (Sandvik Coromant). Износ по задней поверхности у всех пластин LNMХ301940 составляет 0,5 – 0,7 мм. Параметры точности и качества поверхности обработанных осей соответствовали требованиям Технологического процесса. При расчете температуры при обработке осей по формуле (37) получена величина действующей в зоне резания температуры $T=1182^{\circ}\text{C}$. Тангенциальная сила резания для определения температуры на указанных режимах рассчитывалась по справочнику Гуревича и составила 29452Н.

Проведены производственные испытания твердосплавных СМП марки ANP200 (КЗТС) формы LNMХ-301940-77 с покрытием (Ti,Zr,Nb)N/Al₂O₃ в условиях ж/д депо «Люблино» г. Москва. На испытания представлены четыре пластины.

Операция – токарная обработка ж/д колесных пар бывших в эксплуатации.

Оборудование – Колесо-токарный станок с ЧПУ мод. КЗТС (Краматорск), технически исправен.

Деталь – Колесные пары (к.п.) повышенной твердости подается на станок без сортировки по твердости. Диаметр колеса 860-960 мм.

Режимы резания: $n=8.8 - 15$ об/мин, $t=4 - 6$ мм, $S=0,5 - 0,8$ мм/об, $T_{\text{маш.}}=14$ мин, $V=23,76 - 43$ м/мин. Охлаждение – не применяется.

В результате анализа результатов испытаний установлено, что на скорости $V=23,76$ м/мин стойкость пластины составила – 5 колесных пар. Стойкость серийно применяемой пластины фирмы «Corun» на скорости $V=23,76$ м/мин составила 6 колесных пары

На скорости $V=43$ м/мин стойкость пластины формы LNMХ-301940 77 с покрытием $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}/\text{Al}_2\text{O}_3$ увеличилась в среднем до 7 колесных пар. Стойкость серийно применяемой пластины фирмы «Corun» на скорости $V=43$ м/мин составила 4 колесных пары. Износ по задней поверхности у всех исследуемых пластин составляет 0,7 – 0,8 мм.

Таким образом, повышение скорости резания в 1,8 раза привело к увеличению стойкости тангенциальных пластины с высокотемпературным покрытием $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}/\text{Al}_2\text{O}_3$ на 40%, что связано с пластическим течением контактного слоя, за счет повышенной теплоотдачи в обрабатываемый материал и, следовательно, снижением силы резания. На высокой скорости резания у пластин с разработанным покрытием $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}/\text{Al}_2\text{O}_3$ стойкость на 75% выше, чем у пластин фирмы «Corun».

Выводы

1. Разработано и оптимизировано многослойное покрытие на основе оксида алюминия и нитридов Ti, Zr, Nb, Al для режущего твердосплавного инструмента. Оптимизация архитектуры высокотемпературного многослойного покрытия, получаемого сочетанием двух методов PVD и МДО позволила увеличить эксплуатационную стойкость твердосплавного инструмента более чем в 2 раза по сравнению с серийно применяемым и превзойти стойкость лучших зарубежных образцов твердосплавных режущих пластин.

2. По результатам РФИ и сканирующей электронной микроскопии установлена необходимость нанесения барьерного слоя перед осаждением алюминия и его оксидированием с целью исключения образования нежелательных химических соединений компонентов твердого сплава с алюминием и кислородом. Оптимизированы параметры нанесения на барьерный слой алюминия и его последующее оксидирование.

3. Отработаны параметры нанесения многослойного покрытия для различных обрабатываемых материалов, видов обработки, марок твердого сплава.

4. На кафедре ТТМ и ПС МИИТ проведены сравнительные испытания режущего инструмента LNMХ различной геометрии с покрытиями фирм ОАО КЗТС, Sandvik Coromant(Швеция), «Taegu Tec»(Южная Корея), «ZCCCT» (Китай) и разработанным режущим инструментом с покрытием. Оси из поковок, твёрдостью HB=160 – 190 обрабатывалась на технически исправных осетокарных гидрокопировальных станках КЖ1832.02, (2005 и 2002 г. выпуска) на следующих режимах резания: частота вращения $n=100$ об/мин, подача $S=0,9 - 1,1$ мм/об, глубина резания $t=5 - 15$ мм. Обработка производилась без применения СОЖ. Анализ результатов сравнительных испытаний показал, что стойкость пластин LNMХ с разработанным оксидно-нитридным покрытием (Ti,Zr,Nb)N/Al₂O₃ в 4,4 раза выше, чем у пластин с покрытием TiCN/Al₂O₃ (ОАО «КЗТС»), в 3 раза выше, чем пластин фирмы «ZCCCT» (Китай), в 1,5 раза выше, чем пластин фирмы «Taegu

Тес»(Южная Корея) и практически равна стойкости пластин фирмы Sandvik Coromant.

5. В депозитории ноу-хау «МИСиС» под №22-217-2016 ОИС от 23 сентября 2016 года зарегистрирован «Способ нанесения покрытий на твердые сплавы комбинацией методов PVD и МДО».

6. Проведены производственные испытания твердосплавных СМП марки ANP200 (КЗТС) формы LNMХ-301940-77 с покрытием $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}/\text{Al}_2\text{O}_3$ в условиях ж/д депо «Люблино» г. Москва в сравнении с аналогичными пластинами фирмы «Corun» (Сербия). При токарной обработке ж/д колесных пар бывших в эксплуатации. Диаметр колеса 860-960 мм. Режимы резания: $n=8.8 - 15$ об/мин, $t=4 - 6$ мм, $S=0,5 - 0,8$ мм/об, $T_{\text{маш.}}=14$ мин, $V=23,76 - 43$ м/мин. Охлаждение – не применяется. На высокой скорости резания у пластин с разработанным покрытием $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}/\text{Al}_2\text{O}_3$ стойкость на 75% выше, чем у пластин фирмы «Corun» (Сербия).

Список литературы

1. Локтев Д., Ямашкин Е. Основные виды износостойких покрытий /Д. Локтев, Е. Ямашкин // Наноиндустрия – 2007. – № 5. – С. 24.
2. Максимов М.Износостойкие покрытия как движитель инновационного процесса в технологии инструментальных материалов и современной металлообработке/ М. Максимов // «NanoWeek» – 2010. – № 106. – 13 – 19 апреля.
3. Чалый В.П. Гидроокиси металлов /В.П. Чалый – Киев.: Наукова думка, 1972. – 160 с.
4. Киричек А.В. Анализ способов динамического упрочнения поверхности пластическим деформированием / А.В. Киричев // СТИН – 2000. – № 6. – С. 13.
5. СоловьевД.Л. Деформационное упрочнение способом статико-импульсного нагружения/ Д.Л. Соловьев //Упрочняющие технологии покрытия – 2005. – № 10.– С. 3.
6. Гурьев А.М. Высокоэффективная не требующая больших затрат технология термического упрочнения инструмента / А.М.Гурьев, А.П. Андросов, А.М. Кириченко// Юбилейная НПК БТИ: Сб. тез. докл. НПК. – 1995. – ч. 2. – С. 31.
7. Белашева И.С. Поверхностное упрочнение инструментальных сталей: автореф. дисс. доктор техн. наук: 05.02.01 / Белашова Ирина Станиславовна. – М., 2005. – 52 с.
8. Шматов А.А. Комбинированное объемно-поверхностное упрочнение стального режущего инструмента / А.А. Шматов //Вестник Брестского государственного технического университета – 2008. –№ 4 – С. 16.
9. Хасуй А. Техника напыления. Перевод с японского Масленникова С.Л./ А. Хасуй – М.: Машиностроение, 1975.– 288с.
10. Хокинг М. Металлические и керамические покрытия. Пер. с англ. / М. Хокинг, В. Васантасри, П. Сидки – М.: Мир, 2000. – 518 с.
11. Табаков В.П. Технологические методы нанесения износостойких покрытий режущего инструмента / В.П. Табаков, Д.И. Сагитов– У.: УлГТУ, 2014. – 90 с.

12. Водзинский В.Ю. Влияние углеродосодержащих примесей на электрофизические характеристики пленок диоксида кремния, полученных PECVD методом / В.Ю. Водзинский // Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева – 2014. – №2 –С. 222.
13. Костржицкий А. И. Многокомпонентные вакуумные покрытия/ А.И. Костржицкий, О.В. Лебединский – М.: «Машиностроение»,1987. – 207 с.
14. Власов В.М. Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей / В.М. Власов – М.: Машиностроение, 1987. – 304 с.
15. Агабеков Ю.В. Несбалансированные магнетронные распылительные системы с усиленной ионизацией плазмы. Из кн. Труды постоянно действующего научно-технического семинара. Электроравакуумная техника и технология / Ю.В. Агабеков, А.М. Сутырин – М., 1999. – С. 102 – 108.
16. Аксенов И.И. Покрытия, полученные конденсацией плазменных потоков в вакууме (способ конденсации с ионной бомбардировкой) / И.И. Аксенов, А.А. Андреев, В.Г. Брень и др. // УФЖ – 1979. – №4. – С. 515.
17. Марков Г.А. Микродуговые и дуговые методы нанесения защитных покрытий. Научные труды МИНХиГП им. И.М. Губкина; вып.185: Повышение износостойкости деталей газонефтяного оборудования за счет реализации эффекта избирательного переноса и создания износостойких покрытий / Г.А. Марков, О.П. Терлеева, Е.К. Шулепко–М., 1985. – С.54 – 64.
18. Aton T. Proc. 2nd DimondSymph / T. Aton, T. Kagahaya, M. Daimone.a. // DimondSymph, 1985. – V.1. – P.5.
19. Dunleavy C.S. Characterisation of discharge events during plasma elektrolytik oxidation / C.S. Dunleavy, I.O. Golosnoy, J.A. Curran, T.W. Clune // Suface& Coatings Tecnology – 2009.– V. 203. – P. 3410.
20. Yerokhin A.L. Disarge characterization in plasma electrolytic oxidation of aluminum / A.L. Yerokhin, A.L. Snisko, N.L. Gurevina, A. Leyland, A. Pilkington, A. Matthews // Jornal of Physics D: Applied Physics – 2003. –V. 36 – P. 2110.
21. Ракоч А.Г. Экзотермическое окисление дна каналов пор при микродуговом оксидировании алюминиевых сплавов / А.Г. Ракоч, Ю.В. Магурова, И.В. Бардин,

- Г.М. Эльхаг, П.М. Жаринов, В.Л. Ковалев // Коррозия, материалы, защита –2007. –№ 12. – С. 28.
22. Хохлов В.В. Коррозионная стойкость сплава Д16 с оксидно- керамическими покрытиями, полученными методом микродугового оксидирования в силикатных электролитах / В.В. Хохлов, П.М. Жаринов, А.Г. Ракоч, Мо Хла, И.В. Бардин, Г.М. Эльхаг //Коррозия, материалы, защита – 2007. – № 4. – С. 23.
23. Ракоч А.Г. Модельные представления о механизме микродугового оксидирования металлических материалов и управление этим процессом / А.Г. Ракоч, В.В. Хохлов, В.А. Баутин, Н.А. Лебедева, Ю.В. Магурова // Защита металлов – 2006. – №2. – С.173.
24. Боков А.И. Повышение долговечности деталей металлургического оборудования методом плакирования гибким инструментом с учетом его износа и усталостного разрушения: автореф.дисс ...канд.техн. наук: 05.02.13 / Боков Антон Иванович. – Магнитогорск, 2001. – 26 с.
25. Авдеев Н.В. Защита металлов от коррозии покрытиями. Металлирование. / Н.В. Авдеев – М.: Машиностроение, 1978. – 184 с.
26. РД 50-412-83. Методические указания. Надежность в технике, упрочнение деталей машин. Выбор режимов алитирования по долговечности. Общие требования. – М.:Издательство стандартов, 1984. – 29 с.
27. Дампилон Б. В. Структура и свойства покрытий на основе азотсодержащей хромомарганцевой стали с карбонитридным упрочнением, полученных методом электронно-лучевой наплавки: дисс. ... канд.техн. наук: 05.16.01 / Дампилон Баир Вячеславович. – Томск, 2003. – 155 с.
28. Мельников П.С. Справочник по гальванопокрытиям в машиностроении / П.С. Мельников – М.: Машиностроение, 1991. – 384 с.
29. Волков А.И. Большой химический справочник. / А.И. Волков, И.М. Жарский – М.: Советская школа, 2005. – 608 с.
30. Григорьев С.Н. Технологические методы повышения износостойкости контактных площадок режущего инструмента / С.Н. Григорьев, В.П. Табаков, М.А. Волосова – У.: УлГТУ– 2011. – 263 с.

31. Верещака А.С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями / А.С. Верещака – М.: Машиностроение, 1993. – 335с.
32. Аппен А.А. Температуроустойчивые неорганические покрытия / А.А. Аппен – Л.: Химия, 1976. – 298 с.
33. Зиновьев В.Е. Тепорфизические свойства металлов при высоких температурах/ В.Е. Зиновьев – М.: Металлургия, 1989. – 384 с.
34. Шелудяк Ю.Е. Теплофизические свойства компонентов горючих систем / Ю.Е. Шелудяк, Л.Я. Кашпоров и др. – М., 1992. – 184с.
35. Бабичев А.П. Физические величины. Справочник / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братковский и др. под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.
36. Кикион И.К. Таблицы физических величин. Справочник / И.К. Кикион – М.: Атомиздат, 1976. – 1008с.
37. Васильев В.К. Качественный рентгенофазовый анализ / В.К. Васильев, М.С. Нахмансов – Новосибирск: Наука, 1986. – 200 с.
38. Трефилова Н.В. Деформационно-термическая обработка как метод подготовки алюминиевых сплавов к нанесению ионно-плазменных покрытий / Н.В. Трефилова // Вестник ТГУ – 2013. – № 4. – С. 1819.
39. Ракоч А.Г. Анодирование легких сплавов при различных электрических режимах. Плазменно – электролитическая нанотехнология / А.Г. Ракоч, А.В. Дуб, А.А. Гладкова – М.: Старая Басманная, 2012. – 496 с.
40. Суминов И.В. Микродуговое оксидирование (Теория, технология, оборудование) / И.В. Суминов, А.В. Эпельфельд, В.Б. Людин, Б.Л. Крит, А.М. Борисов – М.: ЭКОМЕТ, 2005. – 368 с.
41. Федоров В.А. Физико-механические характеристики упрочняющего поверхностного слоя на сплавах алюминия, получаемого при микродуговом оксидировании / В.А. Федоров, Н.Д. Великосельская // Физика и химия обработки металлов – 1990. – № 4. – С. 57.

42. Гордиенко П.С. Образование рутила и анатаза при микродуговом оксидировании титана в водных электролитах / П.С. Гордиенко, Т.П. Яровая, О.А. Хрисанфова // Электронная обработка материалов – 1990. – № 2. – С. 19.
43. Остафьев В.А. Расчет динамической прочности режущего инструмента / В.А. Остафьев – М.:Машгиз, 1979. – 108с.
44. Лошак М.Г. Прочность и долговечность твердых сплавов / М.Г. Лошак – Киев: Наука-Думка, 1984. – 328 с.
45. Кацев П.Г. Статистические методы исследования режущего инструмента /П.Г. Кацев – М.: Машиностроение, 1974. – 231с.
46. СТП 19.0-6-88. Сплавы твердые порошковые и керамика. Изделия для режущего инструмента. Методика испытаний режущих свойств– М.: ВНИИТС, 1988. – 13с.
47. Бовенко В.Н. Синергетические эффекты и закономерности релаксационных колебаний в состоянии предразрушения твердого тела: автореф. дисс. ... д-ра физ.-мат. наук: 01.04.07 / Бовенко Вильян Николаевич– М., 1990. – 30 с.
48. Подураев В.Н. Оптимизация режимов механической обработки на основе анализа энергоемкости волн напряжений / В.Н. Подураев, А.А. Барзов, О.В. Зарубина и др. // Известия вузов. Машиностроение – 1980. – № 12. – С. 120.
49. Журков С.Н. Проблема прочности твердых тел / С.Н. Журков // Вестн. АН СССР – 1957. – № 2, с.78.
50. Орлов А.Н. Труды Ленинградского политехнического института / А.Н. Орлов, В.А. Степанов, В.В. Шпейзман // Сборник научных трудов – 1975.– № 341. – С.3.
51. Stepanov W.A. Longevity of solids at complex loading / W.A. Stepanov, H.H. Peschanskaya, V.V. Shpeizman, G.A. ITiconov // Int.J.ofFracture – 1975. – № 5. – P.851 -867.
52. Иванова В.С. Природа усталости металлов / В.С. Иванова, В.Ф. Терентьев – М.: Металлургия, 1975. – 456с.
53. Иванова В.С. Акустическая диагностика разрушения стали /В.С. Иванова, Л.И. Маслов, С.А. Параев // Сб. докладов IX Всесоюзной акустической конференции– 1977. – секция Б – С. 181.

54. Пьянов А.И. Исследование возможности определения усталости инструмента при резании / А.И. Пьянов, В.Н. Аникин, А.А. Пьянов // Станочный парк. Металло-орежущее оборудование и инструмент – 2014. – № 3. – С. 30.
55. Пьянов А.И. Исследование возможности определения усталости инструмента с покрытием / А.И. Пьянов, В.Н. Аникин, А.А. Пьянов // Справочник. Инженерный журнал – 2015 – № 9.
56. Буханько Н.Г. Взаимодействие алюминия с кобальтом и титаном / Н.Г. Буханько Е.Ф. Казакова, Е.М. Соколовская // Вестник Московского Университета – 2002. – №6.
57. Профиль капли у ее края [Электронный ресурс]// Технический журнал «Инженерный клуб» – режим доступа:
<http://www.engineerclub.ru/svarcacompositov/compositi46>.
58. Аникин В.Н. Основные закономерности нанесения алюминия на твердый сплав при получении оксидного покрытия / В.Н. Аникин, А.А. Пьянов // Упрочняющие технологии и покрытия – 2015. – №1. – С. 26.
59. Пинкевич И.И. Теория твердого тела / И.И. Пинкевич, В.И. Сугаков– М.: Издательско-полиграфический центр "Киевский университет", 2006. – 333 с.
60. Верещака А.С. Повышение производительности процесса фрезерования конструкционных сталей твердосплавным инструментом с покрытием / А.С. Верещака, П.С. Деревлев– М.: МДНТП, 1976. – С. 10 – 14.
61. Верещака А.С. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями /А.С. Верещака, И.П. Третьяков – М.: Машиностроение, 1986. – 192 с.
62. Табаков В.П. Работоспособность торцовых фрез с многослойными износостойкими покрытиями / В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин – У.: УлГТУ, 2005. – 152 с.
63. Табаков В.П. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями на основе сложных нитридов и карбонитридов титана /В.П. Табаков – У.: УлГТУ, 1998. – 123с.

64. Фадеев В.К. Разрушение твердосплавного инструмента с износостойкими покрытиями при прерывистом резании / В.К. Фадеев, В.Н. Аникин, Н.М. Палладин // Станки и инструмент – 1987. – № 6. – С. 21.
65. Суминов И.В. Микродуговое оксидирование (обзор) / И.В. Суминов, А.В. Эпельфельд, В.Б. Людин, А.М. Борисов, Б.Л. Крит. – М.: «МАТИ», 2001.
66. Bielawski M. Residual stress control in TiN/Si coatings deposited by unbalanced magnetron sputtering / M. Bielawski // Surf. Coat. Technol. – 2006. – V. 200. – P. 3987.
67. Калинина В.А. Влияние коэффициентов температурного линейного расширения в системе «покрытие-подложка» на растрескивание покрытий / В.А. Калинина, Л.В. Макарова, Р.В. Тарасов – Современные научные исследования и инновации, 2015. – № 5.
68. Будиновский С.А. Применение аналитической модели определения упругих механических и термических напряжений в многослойной системе в решении задач по созданию жаростойких алюминидных покрытий / С.А. Будиновский. – Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. – С. 3 – 11.
69. Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет / Н.А. Махутов – М.: Машиностроение, 1981. – 272 с.
70. Юдаев Б.Н. Теплопередача. Учебник для втузов / Б.Н. Юдаев – М.: Высш. школа, 1973. – 479 с.
71. Михеев М.А. Основы теплопередачи / М.А. Михеев, И.М. Михеева – Энергия, 1977. – 344 с.
72. Нащокин В.В. Техническая термодинамика и теплопередача / В.В. Нащокин – М.: Высшая школа, 1975. – 497 с.
73. Резников А.Н. Теплофизика резания / А.Н. Резников – М.: Машиностроение, 1969. – 288 с.
74. Резников А.Н. Теплофизика процессов механической обработки материалов / А.Н. Резников – М.: Машиностроение, 1981. – 279 с.
75. Дрозд М.С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М.С. Дрозд, М.М. Матлин, Ю.И. Сидякин – М.: Машиностроение, 1986. – 224 с.

76. Новоселов Ю.А. Исследование тепловых явлений при цилиндрическом фрезеровании: дисс. канд.техн. наук / Ю.А. Новоселов–Куйбышев,1967. – 249 с.
77. Ольхов В.Е. Моделирование температурных полей в режущем инструменте при высокоскоростном резании / В.Е. Ольхов // Известия вузов. Машиностроение – 1990. –№ 3. –С. 140.
78. Григорьянц А.Г. Технологические процессы лазерной обработки / А.Г. Григорьянц, И.Н. Шиганов, А.И. Мисюров – М.: Издательство МГТУ-им.Н.Э.Баумана,2006. – 24 с.
79. Мурзин С.П. Исследования температурных полей в конструкционной стали при воздействии лазерных потоков, сформированных фокусаторами излучения/ С.П. Мурзин, Е.Л. Осетров // Самарский государственный аэрокосмический университет. Компьютерная оптика –2007. – том 31, №3.
80. Арзуов М. И. Лазерный нагрев, воспламенение и горение металлов в газовых и жидких средах: автореф. дис. ... доктора физ. – мат. наук: 01.04.21 /Арзуов Максат Изимбетович. – Ташкент,2000. – 28 с.
81. Саврук Е.В. Структура и свойства поликристаллического α -Al₂O₃, модифицированного мощным лазерным излучением: автореф.дис. ...канд.техн. наук:01.04.07 / Саврук Елена Владимировна. – Томск, 2013. – 24 с.
- 82 Аникин В.Н. Композитное покрытие / В.Н. Аникин, А.А. Пьянов // Инновационные материалы и технологии: достижения, проблемы, решения. Школа – Семинар по фундаментальным основам создания инновационных материалов и технологий. Материалы 17-й международной научно-практической конференции – 2013.
83. Аникин В.Н. Композитное покрытие для режущего инструмента / В.Н. Аникин, А.И. Пьянов, А.А. Пьянов // Технологии упрочнения нанесения покрытий и ремонта: Теория и практика. Материалы 15 –й международной научно-практической конференции – 2013.
84. Клапкин М.Д. Спектральный анализ электролитной плазмы в процессе синтеза оксида алюминия/ М.Д. Клапкин, Н.М. Никифорчин, В.М. Посувайло // Физико-химическая механика материалов – 1994. – №3. – С.70.

85. Саакян Л.С. Применение поверхностного упрочнения алюминиевых сплавов и покрытий для повышения коррозионно-механической стойкости деталей нефтегазового оборудования /Л.С Саакян, А.П. Ефремов, Л.Я. Ропяк А.В. Эпельфельд – М.: ВНИИОЭНГ, 1986. – 60 с.
86. Барзов А.А. Автоматизация определения оптимальных режимов обработки / А.А. Барзов, В.П. Логинов, В.К. Облов // Механизация и автоматизация производства – 1983. – № 2. – С. 17.
87. Подураев В.Н. Прогнозирование стойкости режущего инструмента / В.Н. Подураев, А.В. Кибальченко, В.Н. Алтухов // Известия вузов. Машиностроение – 1985. – № 7. – С. 114.
88. Пьянов А.И. Композитное покрытие для высокопроизводительной обработки / А.И. Пьянов, В.Н. Аникин, А.А. Пьянов //РИТМ. Инструмент, оснастка, комплектующие – 2012. – № 9. – С.38.
89. Аникин В.Н. Композитное покрытие режущего инструмента / В.Н. Аникин, А.И. Пьянов, А.А. Пьянов //Станочный парк. металлообрабатывающее оборудование и инструмент –2013. – № 10. – С. 45.
90. Аникин В.Н. Повышение производительности механической обработки деталей подвижного состава путем применения режущего инструмента с покрытием методом МДО / В.Н. Аникин, А.А. Пьянов, А.И. Пьянов, А.Ю. Попов // Безопасность движения поездов. Тринадцатая научно-практическая конференция – 2012.
91. Пьянов А.А. Высокоэффективный режущий инструмент для черновой механической обработки осей колесных пар вагонов / А.А. Пьянов, А.Ю. Попов, Д.В. Володяев// Труды Научно-практической конференции. Неделя науки – 2013. Наука МИИТа – транспорту – 2013.

Приложение

УТВЕРЖДАЮ:

Генеральный Директор

ООО «Компания РИТС»

 А.В. Дроздов

«10» декабря 2013г.



АКТ

По результатам сравнительных стойкостных испытаний твердосплавных пластин с композитным оксидно-нитридным покрытием $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}/\text{Al}_2\text{O}_3$ на ГКНПЦ им. М.В. Хруничева

В период с 15 ноября по 5 декабря 2013г. специалистами ООО «Компания РИТС» были проведены сравнительные стойкостные испытания твердосплавных пластин с композитным оксидно-нитридным покрытием $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}/\text{Al}_2\text{O}_3$, разработанным в НИТУ «МИСиС».

Испытания проводились по сравнению с пластинами из AP30AM, покрытыми AlTiN изготовленными ОАО «КЗТС» в производственных условиях при обработке деталей типа фланец. Детали из материала 12X18H10T твердостью $\delta_{\text{в}}=55 - 60$ кгс/мм², обрабатывалась на токарно-фрезерном станке с ЧПУ CTX 310 ECO DMG. Для охлаждения применялась СОЖ Blasocut-4000CF. Испытания проводились на штатной партии деталей по управляющей программе. Деталь обрабатывалась при резании с ударом. Применяемые режимы резания: $V=60$ м/мин, $S=0,15$ мм/об, $t=2$ мм. В испытаниях применялись режущие пластины CNMG 120408 с геометрией R4 для полустойковой обработки.

Результаты испытаний сведены в таблице 1.

Таблица 1.

Марка твердого сплава и покрытия	покрытие	Средняя стойкость, Т, мин.	Износ по задней грани h, мм	Изготовитель пластин основы
AP30AM	AlTiN (КЗТС)	21	1,0	КЗТС
A30	$(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}/\text{Al}_2\text{O}_3$ (НИТУ МИСиС)	35	0,75	КЗТС

Выводы:

1. Проведенные сравнительные испытания показали хорошую работоспособность пластины CNMG 120408-R4 из сплава A30 с покрытием $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}/\text{Al}_2\text{O}_3$ по сравнению с пластиной CNMG 120408-R4 из сплава AP30AM с покрытием AlTiN.
2. В результате испытаний износ по задней поверхности h_3 пластины CNMG 120408-R4 из сплава AP30AM с покрытием AlTiN ОАО «КЗТС» на 33% превышает износ по задней поверхности h_3 пластины CNMG 120408-R4 из сплава A30 покрытых $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}/\text{Al}_2\text{O}_3$ в НИТУ «МИСиС».
3. Стойкость пластин CNMG 120408-R4 из сплава A30 с комбинированным покрытием $(\text{Ti,Zr,Nb})\text{N}/\text{Al}_2\text{O}_3$ в 1,7 раза больше, чем у пластин CNMG 120408-R4 из сплава AP30AM с покрытием AlTiN.

Ведущий специалист ООО «Компания РИТС»



Р.Ж. Сираждинов

УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор
ОАО «Люблинский ЛМЗ»

Орлов Р.В.



АКТ
сравнительных испытаний режущего инструмента

Люблинский литейно-механический завод (ЛЛМЗ)

15 апреля 2013 г.

Место проведения испытаний: механообрабатывающий цех Люблинского литейно-механического завода (ЛЛМЗ) филиала ОАО «РЖД».

Обрабатываемая заготовка: оси грузовых вагонов РУ1Ш (изготовленные в соответствии ГОСТ 22780-93).

Характеристика обрабатываемой заготовки: поковки осей имеют неравномерность припуска на обрабатываемых поверхностях 10-15 мм. Твердость поверхности 160-190НВ.

Обрабатываемые поверхности заготовки: шейка, подступичная и средняя части оси.

Вид обработки: токарно-копировальная черновая механическая обработка.

Металлорежущее оборудование: осетокарные гидрокопировальные станки КЗТС модели КЖ 1832.02, зав. № 86 (2005 г. выпуска) и зав. № 76 (2002 г. выпуска).

Цель испытаний: определение эффективности применения в производственных условиях ЛЛМЗ режущего инструмента различных конструкций и твердосплавных материалов.

Режущий инструмент: технически исправные резцовые державки типа PSBNL/R 4040S25 производства фирмы «TaeguTec» (Южная Корея) с твердосплавными пластинами формы SNMM 250724 из следующих марок твердого сплава – 4025 «Sandvik Coromant» (Швеция), TT3500 «TaeguTec» (Южная Корея), YBC351 фирмы «ZCC CT» (Китай) и KC35 ОАО «КЗТС»;

- технически исправные специальные резцовые державки со сменными резцовыми кассетами под твердосплавные пластины тангенциальной формы LNMX 301940 из следующих марок твердого сплава – 4025 «Sandvik Coromant» (Швеция), TT3500 «TaeguTec» (Южная Корея), YBC351 фирмы «ZCC CT» (Китай) и ANP200 с различными типами поверхностных износостойких покрытий нанесенными НИТУ МИСиС (основа ОАО «КЗТС»).

СОЖ: нет.

Критерий затупления инструмента: технологический критерий затупления - обеспечение требуемой точности обработки профиля оси, что коррелирует с износом по задней поверхности твердосплавной пластины в пределах 0,5-0,7 мм.

Условия проведения испытаний: испытания в нормальных условиях.

Режимы резания: режимы резания при токарно-копировальной обработке осей соответствовали среднефактическим режимам обработки, принятым на ЛЛМЗ:

- глубина резания 5-15 мм.;
- рабочая подача 0,9-1,1 мм/об.;
- частота вращения 100 об/мин.

Нормативно-техническая документация на проведение испытаний:

- Технологический процесс нового формирования роликовых колесных пар 100.10.000-12СБ (операционная карта 081.01140.30353);
- "Методика производственных сравнительных испытаний твердосплавных пластин для механической обработки деталей подвижного состава", разработана МИИТОм.

При проведении производственных стойкостных испытаний сменных твердосплавных пластин квадратной и тангенциальной форм геометрии типа SNMM 250724 и LNMX 301940 из сплавов с поверхностными износостойкими покрытиями различных зарубежных и отечественных производителей, были получены следующие результаты:

1. Предварительное исследование твердосплавных пластин предоставленных для проведения производственных испытаний, показало, что их общая форма и габаритные размеры соответствуют общим требованиям ГОСТ 19042-80 «Пластины сменные многогранные твердосплавные» и ТУ 48-19307-87 "Пластины режущие сменные многогранные твердосплавные для режущего инструмента".

2. В производственных условиях Люблинского литейно-механического завода при использовании испытываемых твердосплавных пластин типа SNMM 250724 и LNMX 301940 на осетокарных гидрокопировальных станках КЗТС модели КЖ 1832.02, параметры точности и качества поверхности обработанных осей соответствовали требованиям Технологического процесса нового формирования роликовых колесных пар 100.10.000-12СБ.

3. Показатели производительности механической обработки при применении твердосплавных пластин типа SNMM 250724 и LNMX 301940 идентичны показателям аналогичных твердосплавных пластин для всех производителей.

4. Результаты производственных испытаний, проведенных на ЛЛМЗ, показали, что при черновой токарно-копировальной обработке шейки, подступичной и средней части оси, относительная средняя стойкость твердосплавных пластин типа SNMM 250724 (на одну режущую кромку), составляет:

- для сплава марки 4025 – 30 осей;
- для сплава марки ТТ3500 – 22 оси;
- для сплава марки YBC351 – 10 осей;
- для сплава марки КС35 – 8 осей.

5. При проведении производственных исследований изношенных твердосплавных пластин типа SNMM 250724 установлено, что основной причиной отказа твердосплавных пластин из сплавов марок 4025 и ТТ3500 является нормальный износ по задней поверхности режущей кромки пластины (средний износ - 0,5-0,6 мм.) переходящий при дальнейшей работе к выкрашиванию вершины пластины.

Для пластин из сплава YBC351 отмечены сколы вершин и выкрашивания на режущих кромках. Для пластин из сплава КС35 установлено наличие пластической деформации (просад-

ка вершины режущей пластины) приводящей при дальнейшей работе к выкрашиванию вершины пластины.

6. Результаты производственных испытаний, проведенных на ЛЛМЗ, показали, что при черновой токарно-копировальной обработке шейки, подступичной и средней части оси, относительная средняя стойкость твердосплавных пластин типа LNMХ 301940 (на одну режущую кромку), составляет:

- для сплава марки 4025 – 45 осей;
- для сплава марки ТТ3500 – 26 осей;
- для сплава марки YBC351 – 15 осей;
- для сплава марки ANP200-CVD ($\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$) – 10 осей;
- для сплава марки ANP200-КП ($\text{TiZrNbN}/\text{Al}_2\text{O}_3$) – 44 осей;

7. При проведении производственных исследований изношенных пластин типа LNMХ 301940 установлено, что основной причиной отказа твердосплавных пластин у всех изготовителей является нормальный износ по задней поверхности режущей кромки пластины (средний износ - 0,6-0,7 мм.).

ВЫВОДЫ И РЕКОМЕНДАЦИИ

Анализ результатов производственных сравнительных стойкостных испытаний сменных твердосплавных пластин квадратной и тангенциальной форм геометрий типа SNMM 250724 и LNMХ 301940 из сплавов с поверхностными износостойкими покрытиями различных производителей, проведенных на Люблинского литейно-механического завода (ЛЛМЗ) показал, что:

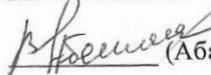
1. При использовании твердосплавных пластин геометрий типа SNMM 250724 и LNMХ 301940 (всех производителей) для черновой механической обработки осей грузовых вагонов РУ1Ш параметры точности и качества поверхности соответствуют требованиям Технологического процесса нового формирования роликовых колесных пар 100.10.000-12СБ.

2. При токарно-копировальной обработке осей, относительная средняя стойкость твердосплавных пластин геометрии LNMХ 301940 в 1,3-1,5 раза выше средней стойкости твердосплавных пластин геометрии SNMM 250724 (для тех же марок твердого сплава).

3. Сменные твердосплавные пластины тангенциальной формы геометрии типа LNMХ 301940 с поверхностным износостойким покрытием $\text{TiZrNbN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ нанесенным по технологии НИТУ МИСиС имеют стойкость в 4,4 раза выше типового покрытия $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$.

От Люблинского литейно-механического завода (ЛЛМЗ)

Начальник механообрабатывающего цеха

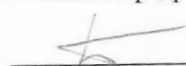
 (Абашин В.А.)

Мастер механообрабатывающего цеха

 (Володяев Д.В.)

От Московского государственного университета путей сообщения (МИИТ)

Зам. зав. кафедрой "ТТМ и РПС", доцент

 (Попов А.Ю.)

От Национального исследовательского технологического университета «МИСиС», аспирант

 (Пьянов А.А.)

	Испытательная лаборатория функциональных поверхностей аккредитована в ААЦ «АНАЛИТИКА», Аттестат аккредитации № ААС.А.00060 действителен до 23.12.2018 г. 119049, Москва, В-49, Ленинский пр-т, д.4, НИТУ «МИСиС» Тел.: 8 (499) 236 55 20 Факс: 8 (499) 237 53 36 E-mail: petrzhik@shs.misis.ru	Лист 1 из 2
--	---	-------------

Протокол испытаний № 2/16

Заказчик:

ВПТ - МК, ЗАО, Закрытое акционерное общество "Вакуумно-плазменные технологии - МК"
 ИНН 7715790790.

№ Партии(ий): 2/16

Количество образцов в партии: 1

1 Описание образцов

Поступивший образец представляет собой квадратную пластину размером 19×19×5 (мм³), на поверхность которой осаждено вакуумно-плазменное износостойкое покрытие.

Таблица 1 – Сведения об образцах

Исходная маркировка	Номер по ИЛФП	Материал основы, цвет поверхности	Наличие видимых дефектов
-	#1-2-16	Твердый сплав, светло-серый	Единичные неглубокие царапины, следы от маркировки простым карандашом

2 Перечень контролируемых параметров:

- Критические нагрузки когезионной и адгезионной прочности (Н)

Когезионная прочность (прочность покрытия) – это условное напряжение, соответствующее наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению связей между частицами покрытия и (или) самого материала частиц, ГОСТ 28076-89.

Адгезионная прочность (прочность сцепления покрытия с основой) – это условное напряжение, соответствующее наибольшей нагрузке, предшествующей отделению покрытия от подложки, ГОСТ 28076-89.

3 Методика измерений (МВИ):

- «Методика выполнения измерений адгезионной и когезионной прочности на скретч-тестере «REVETEST» фирмы CSM (Швейцария). МВИ АКП/09 (ФР.1.28.2010.07503).

4 Средство измерения:

- Адгезиметр (скретч-тестер) REVETEST фирмы CSM Instruments (Швейцария), № 45278-10 в ГРСИ.

Редакция ИЛФП	Экземпляр № _	Форма 001
---------------	---------------	-----------

5 Условия проведения измерений

5.1 Условия окружающей среды

Таблица 2 – Условия окружающей среды при проведении измерений

Дата	Условия окружающей среды		
	Температура, °C	Относительная влажность, %	Атмосферное давление, кПа
29.03.2016 г.	21,9	15,8	99,4

5.2 Условия измерений

Таблица 3 – Условия проведения измерений

Максимальная нагрузка	120 Н
Индентор (тип, материал, радиус закругления)	Rockwell C, алмаз, 200 мкм
Длина царапины	5 мм
Скорость нагружения	119,1 Н/мин

6 Результаты измерений

Таблица 4 – Результаты измерений

Номер образца	Критические нагрузки, приводящие к разрушению покрытия, Н	
	Когезионное разрушение, L_{c1}	Адгезионное разрушение L_{c3}
#1-2-16	$31,2 \pm 1,9$	> 120

Данные протокола испытаний распространяются только на образцы, указанные в таблице 1.

Заведующий лабораторией



/Петржик М.И./

«29» марта 2016 г.

Любые исправления и дополнения выполняются только отдельным документом.
Любая перепечатка и копирование запрещены.

Редакция ИЛФП	Экземпляр № _	Форма 001
---------------	---------------	-----------

Технический директор
ФГУП «ВНИИТС»
К.В. Крючков
«16» ноября 2013г.

ПРОТОКОЛ № 17

испытаний режущих свойств твердосплавных пластин
с износостойким покрытием станок: токарный Л220

В лаборатории резания ФГУП «ВНИИТС» были проведены испытания разработанного в НИТУ «МИСиС» покрытия $\text{TiNbZr/Al}_2\text{O}_3$, по сравнению с серийно применяемым AlTiN . Условия и результаты испытаний приведены в таблице.

Табл.

№ п/п	Формо-размер	марка сплава	покрытие	обрабатыв. материал	стойкость $T_{\text{мин}}$	износ $h, \text{мм}$	$K_{\text{ст}}$	Прим.
Режимы резания при обработке стали 50:								
$V=200 \text{ м/мин}$, подача $S=0.2 \text{ мм/об}$, глубина $t=1.0 \text{ мм}$								
1	WNUM 080408	MC146	Б/П	сталь50	7.0	0.8	1.0	$K_{\text{ст}}=1.0$
2	-«-	-«-	AlTiN	-«-	18.0	0.48	2.57	
3.	-«-	-«-	AlTiN	-«-	18.5	0.51	2.64	
4	-«-	-«-	AlTiN		17.0	0.52	2.43	$K_{\text{ст}}$ партии $=2.54$
5.	WNUM 080408	MC146	КП*.	сталь50	33.5	0.5	4.78	
6.	-«-	-«-	КП*.	-«-	32.0	0.48	4.57	
7.	-«-	-«-	КП*.	-«-	32.5	0.51	4.6	$K_{\text{ст}}$ партии $=4.65$
При обработке стали 50 средний $K_{\text{ст}}$. $\text{КП}^*/\text{AlTiN} = 1.8$.								

Режимы резания при обработке чугуна СЧ 30:								
V=240м/мин, подача S=0.1 мм/об, глубина t=0.5мм								
8.	WNUM 080408	MC146	AlTiN	чугун Сч30	7.4	0.49		
9.	-«-	-«-	AlTiN	-«-	8.0	0.5		
10.	WNUM 080408	MC146	КП*.	чугун Сч30	14.5	0.48		
11.	-«-	-«-	КП*.	-«-	14.8	0.5		
При обработке чугуна СЧ30 средний $K_{cr} = \text{КП}^*/\text{AlTiN} = 1.9$.								

КП*- покрытие (TiNbZr/Al₂O₃)

Выводы:

1. При обработке стали стойкость пластин WNUM080408 из сплава MC146 покрытых TiNbZr/Al₂O₃ в 1.8 раза выше, чем у пластин с покрытием AlTiN.
2. При обработке чугуна стойкость пластин WNUM080408 из сплава MC146 покрытых TiNbZr/Al₂O₃ в 1.9 раза выше, чем у пластин с покрытием AlTiN.

Инженер



А.А. Пьянов