Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный технологический университет «СТАНКИН» (ФГАОУ ВО «МГТУ «СТАНКИН»)

На правах рукописи



**МЕЛЕШКИН ЯРОСЛАВ РОМАНОВИЧ**

# ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ ТОЧЕНИИ ЗАКАЛЕННЫХ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ПУТЕМ ПРИМЕНЕНИЯ СМЕННЫХ МНОГОГРАННЫХ ПЛАСТИН НА ОСНОВЕ ДИБОРИДА ТИТАНА

Специальность: 2.5.5 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор,
Григорьев Сергей Николаевич

Москва 2026

**ОГЛАВЛЕНИЕ**

ВВЕДЕНИЕ ..... 4
ГЛАВА 1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И НАПРАВЛЕНИЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ТОКАРНОЙ ОБРАБОТКИ ЗАКАЛЁННЫХ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ..... 11
1.1 Закалённые стали. Классификация. Области применения ..... 11
1.1.1 Общая характеристика и место в современном машиностроении ..... 11
1.1.2 Классификация сталей ..... 12
1.1.3 Теплостойкие штамповые стали ..... 14
1.2 Особенности и проблемы токарной обработки закалённых сталей ..... 17
1.3 Современный токарный инструмент для обработки закалённых теплостойких сталей ..... 20
1.4 Методы повышения эффективности токарной обработки ..... 22
1.5 Режущая керамика на основе диборида титана ..... 24
1.6 Упрочняющие фазы и связующие ..... 26
1.6.1 Металлические и интерметаллидные связующие ..... 27
1.6.2 Керамические связующие ..... 28
1.7 Выводы по главе 1 ..... 29
ГЛАВА 2. МЕТОДЫ РАЗРАБОТКИ, ИЗГОТОВЛЕНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ КЕРАМИЧЕСКОГО РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ..... 31
2.1 Метод определения соотношения компонентов композита ..... 31
2.2 Подготовка порошковых шихт ..... 33
2.3 Изготовление керамических заготовок ..... 35
2.4 Определение физико-механических свойств ..... 43
2.5 Разработка требований к геометрическим характеристикам СМП ..... 48
2.6 Технологический процесс производства СМП ..... 50
2.6.1 Шлифование торцевых поверхностей дисковых заготовок ..... 51
2.6.2 Электроэрозионная обработка дисковых заготовок ..... 52
2.6.3 Шлифование образцов СМП ..... 52
ГЛАВА 3. ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРАБАТЫВАЕМОГО КЕРАМИЧЕСКОГО ИНСТРУМЕНТА ..... 56

3.1 Исследование состава режущей керамики ..... 56
3.2 Исследование электроэрозионной обработки разработанной керамики ..... 73
3.3 Сравнение разработанной режущей керамики с аналогами ..... 90
3.4 Выводы по главе 3 ..... 93
ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТОЧЕНИЯ РАЗРАБОТАННЫМ КЕРАМИЧЕСКИМ ИНСТРУМЕНТОМ ..... 94
4.1 Определение режимов обработки закаленной теплостойкой стали при точении керамическим инструментом ..... 94
4.2 Зависимость шероховатости поверхности от режимов обработки ..... 105
4.2.1 Однофакторный эксперимент ..... 105
4.2.2 Полный факторный эксперимент ..... 114
4.3 Зависимость сил резания от режимов обработки ..... 123
4.3.1 Однофакторный эксперимент ..... 126
4.3.2 Полный факторный эксперимент ..... 140
4.4 Зависимость стойкости инструмента от режимов обработки ..... 144
4.4.1 Однофакторный эксперимент ..... 147
4.4.2 Полный факторный эксперимент ..... 152
4.5 Выводы по главе 4 ..... 156
ЗАКЛЮЧЕНИЕ ..... 158
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ ..... 160
Приложение 1 ..... 174
Патенты на изобретение ..... 174
Приложение 2 ..... 178
Акт внедрения ..... 178
Приложение 3 ..... 179
Достижения ..... 179

# ВВЕДЕНИЕ

**Актуальность данной исследовательской работы.** В настоящее время закалённые теплостойкие штамповые стали являются основным материалом формообразующей оснастки для горячего деформирования металлов. Из них изготавливают иглы и камеры прессования, вставки матриц, оправки, ролики и пресс-формы, без которых невозможно производство поковок, профилей и отливок из алюминиевых, магниевых и медных сплавов в автомобилестроении, авиационной, энергетической и других отраслях промышленности. Рабочие поверхности такой оснастки подвергаются циклическому нагреву до 550…600 °C, воздействию высоких контактных давлений и термической усталости, вследствие чего детали эксплуатируются в закалённом состоянии при твёрдости 50…55 HRC.

Окончательные размеры рабочих поверхностей оснастки получают после термической обработки, традиционно – шлифованием. Замена шлифования чистовым точением позволяет сократить цикл изготовления, обработать поверхности за один установ и отказаться от применения смазочно-охлаждающих жидкостей. Вместе с тем теплостойкие стали относятся к наиболее трудным для лезвийной обработки материалам. Сохранение твёрдости при нагреве, наличие карбидов хрома, молибдена и ванадия, а также низкая теплопроводность обусловливают высокие силы и температуры резания, а также интенсивное изнашивание инструмента.

Применяемые в настоящее время инструментальные материалы не в полной мере отвечают этим условиям. Твёрдые сплавы при твёрдости заготовки выше 50 HRC быстро теряют работоспособность, инструмент из кубического нитрида бора (КНБ) отличается высокой стоимостью, а применение оксидно-карбидной керамики ограничивается её невысокой трещиностойкостью, вследствие чего основным видом отказа становится выкрашивание режущей кромки.

В этих условиях актуальной является задача повышения износостойкости инструмента при точении закалённых теплостойких сталей путём создания

керамического инструмента, сочетающего высокую твёрдость и теплостойкость с повышенной трещиностойкостью. Перспективной основой такого материала является диборид титана ($TiB_2$), обладающий высокой твёрдостью, теплопроводностью, химической стойкостью и низким коэффициентом трения.

**Степень разработанности темы.** Вопросам применения режущей керамики и инструмента из сверхтвёрдых материалов для обработки закалённых и труднообрабатываемых сталей посвящены работы отечественных учёных: Григорьева С.Н., Новикова Н.В., Фадеева В.С., Волосовой М.А., Федорова С.Ю., Боровского В.Г., Пронина А.И., Дятловой Я.Г., Бекташова Д.А., Сотовой Е.С. и др.

В работах российских исследователей показано, что при точении закалённых сталей инструмент из оксидно-карбидной керамики не уступает по стойкости, а в ряде случаев превосходит твёрдые сплавы, что обосновывает возможность замены шлифования чистовым точением. Установлено, что износостойкость керамического инструмента при обработке закалённых сталей определяется в том числе физико-механическими свойствами материала пластины.

Обработке закалённых штамповых сталей посвящён ряд зарубежных работ. Для стали AISI H13 исследовано влияние подготовки режущей кромки, твёрдости заготовки и режимов резания на шероховатость поверхности и силы резания при точении инструментом из КНБ. Для стали X38CrMoV5-1 выполнены сравнительные испытания твёрдых сплавов, смешанной керамики и КНБ. Показано, что смешанная керамика обеспечивает наибольший ресурс среди сопоставимых по стоимости инструментальных материалов. Основными видами отказа являются износ по задней поверхности и выкрашивание режущей кромки. Однако вопрос создания инструмента, адаптированного к условиям точения закалённых теплостойких сталей, не рассматривался.

Микроструктура и механические свойства керамических материалов на основе $TiB_2$ наиболее системно изучены в зарубежной литературе. Отмечается, что $TiB_2$ как базовая фаза режущей керамики обладает высокой твёрдостью, высоким модулем упругости, износостойкостью и термостойкостью, однако однофазная керамика $TiB_2$ характеризуется ограниченной прочностью при изгибе и

трещиностойкостью, что требует введения упрочняющих и связующих фаз. Введение в композицию карбидов и нитридов титана повышает прочность, вязкость разрушения и стабильность структуры при высоких температурах. Для композиций $TiB_2$–TiC установлено, что при рациональном содержании металлической связки (Ni, Mo) достигается сочетание высокой твёрдости и достаточной трещиностойкости, тогда как избыточное содержание металлической фазы ограничивает применение материала при высокоскоростной обработке вследствие разупрочнения связки в зоне резания.

Работы по применению режущей керамики на основе $TiB_2$ для точения закалённых сталей немногочисленны и выполнены преимущественно на конструкционных и инструментальных сталях. Данные о работоспособности такого инструмента при точении закалённых теплостойких сталей в доступных источниках отсутствуют.

**Цель научно-исследовательской работы** состоит в повышении износостойкости режущего инструмента и производительности токарной обработки закаленных теплостойких сталей путем разработки и применения сменных многогранных пластин (СМП) с улучшенными физико-механическими и трибологическими свойствами.

Для реализации цели исследования предполагается решить **следующие задачи:**

1) разработать керамический материал на основе диборида титана с адаптированным по критериям физико-механических и трибологических свойств фазовым составом для условий токарной обработки закаленных теплостойких сталей;

2) экспериментальным путем установить рациональные параметры процесса электроэрозионной обработки при изготовлении СМП, обеспечивающие высокую производительность обработки при обеспечении заданного качества обработанной поверхности;

3) провести экспериментальную апробацию СМП, изготовленных из разработанного керамического материала с целью определения рациональных параметров токарной обработки закаленных теплостойких сталей;

4) исследовать износостойкость разработанных СМП путем проведения стойкостных испытаний при токарной обработке закаленных теплостойких сталей с целью определения рациональных режимов обработки для достижения наилучшего качества обработанной поверхности и снижения сил резания при обеспечении высокой производительности обработки;

5) установить зависимости шероховатости обработанной поверхности, периода стойкости инструмента и сил резания с режимами токарной обработки закаленной теплостойкой стали при использовании разработанных СМП.

**Объектом исследования** работы являются разработанные СМП из керамики на основе диборида титана, адаптированные под токарную обработку закаленных теплостойких сталей.

**Предметом исследования** является влияние режимов токарной обработки закаленных теплостойких сталей на стойкость разработанных СМП, качество обработанной поверхности и силы резания.

**Научная новизна** состоит в:

1) создании СМП на основе диборида титана, полученных искровым плазменным спеканием с последующей электроэрозионной обработкой, позволяющих повысить стойкость инструмента при точении закаленных теплостойких сталей (на примере стали 4Х5МФС) на 44 %, а также производительность обработки на 22 %, в сравнении с коммерческим аналогом ВОК-60 [п.4];

2) установлении расчетно-экспериментальных зависимостей шероховатости обработанной поверхности от режимов токарной обработки закаленной теплостойкой стали 4Х5МФС разработанными СМП на основе диборида титана [п.3];

3) установлении расчетно-экспериментальных зависимостей стойкости разработанных СМП на основе диборида титана и сил резания от режимов токарной обработки закаленной теплостойкой стали 4Х5МФС [п.6].

**Методы исследования.** Диссертационное исследование опирается на фундаментальные положения теории резания и физического материаловедения. Результаты экспериментов обработаны с применением методов математической статистики. В работе использованы экспериментальные подходы, включающие токарную обработку заготовок, регистрацию сил резания и оценку параметров шероховатости обработанных поверхностей. Все измерения выполнены в лабораторных условиях на сертифицированном оборудовании и поверенных измерительных средствах. Достоверность полученных данных обеспечивается корректностью применённых методик, воспроизводимостью экспериментальных результатов, согласованием теоретических и экспериментальных зависимостей, а также их соответствием данным других исследователей.

**Теоретическая значимость** работы состоит в развитии научных представлений о закономерностях качества обработанной поверхности, стойкости режущего инструмента, а также сил резания, возникающих при точении закаленных теплостойких сталей в исследуемом диапазоне скоростей обработки, подачи и глубины резания.

**Практическая значимость исследования** заключается в:

1) рекомендациях по выбору режимов искрового плазменного спекания керамического композита $TiB_2$–TiC–$Al_2O_3$–Ni–Mo для получения заготовок режущих пластин;

2) рекомендациях по выбору режимов электроэрозионной обработки для изготовления сменных многогранных пластин из разработанного керамического материала;

3) рекомендациях по выбору режимов токарной обработки заготовок из закаленных теплостойких сталей разработанным керамическим инструментом.

**Основные положения, выносимые на защиту:**

1) создание СМП на основе диборида титана, полученных искровым плазменным спеканием с последующей электроэрозионной обработкой, позволяющих повысить стойкость инструмента, снизить шероховатость обработанной поверхности и силы резания при точении закаленных теплостойких сталей;

2) зависимости шероховатости обработанной поверхности от режимов токарной обработки закаленной теплостойкой стали разработанным керамическим инструментом;

3) зависимости стойкости разработанного керамического инструмента и сил резания при токарной обработке закаленной теплостойкой стали.

**Степень достоверности полученных результатов** подтверждается согласованностью теоретических и экспериментальных данных, а также успешной апробацией основных положений в рецензируемых научных изданиях и на международных научных конференциях.

**Апробация.** Основные положения диссертационной работы были доложены на конференциях:

1) XXXVI Международная инновационная конференция молодых ученых и студентов по современным проблемам машиноведения, 4-6 декабря 2024 года, г. Москва;

2) XXI-ой Международная научно-техническая конференция «БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ», 22-23 октября 2024 года, г. Москва;

3) Международная научно-практическая конференция «Материаловедение, формообразующие технологии и оборудование 2024» (ICMSSTE 2024), 28-31 мая 2024 года, г. Ялта;

Отдельные результаты диссертационной работы получены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания в сфере научной деятельности (проект № FSFS-2025-0006).

**Публикации.** По теме диссертационной работы опубликованы 5 статей в журналах из списка изданий, рекомендованных ВАК РФ, 3 статьи в журналах, индексируемых в наукометрических базах Scopus и Web of Science, 4 печатных работ в сборниках международных научно-технических конференций, получено 4 патента на изобретение.

**Соответствие диссертации паспорту научной специальности.** Диссертационная работа соответствует научной специальности 2.5.5 – «Технология и оборудование механической и физико-технической обработки» в части пунктов 3, 4 и 6 её паспорта.

**Структура и объем работы.** Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения, списка литературы и трёх приложений. Объем работы: основной текст содержит 180 страниц, включая 93 рисунка и 51 таблицу; список литературы включает 133 наименования.

# ГЛАВА 1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И НАПРАВЛЕНИЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ТОКАРНОЙ ОБРАБОТКИ ЗАКАЛЁННЫХ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ

## 1.1 Закалённые стали. Классификация. Области применения

### 1.1.1 Общая характеристика и место в современном машиностроении

Закалённые стали составляют важный класс конструкционных и инструментальных материалов, без которых невозможно функционирование ключевых отраслей российского машиностроения – авиадвигателестроения, энергетического машиностроения, нефтегазового оборудования, станкостроения и производства штамповой оснастки. Повышение требований к ресурсу, надёжности и удельным характеристикам машиностроительных изделий неизбежно сопровождается переходом к материалам с повышенными физико-механическими свойствами. Это, в свою очередь, существенно осложняет задачу механической обработки на финишных стадиях производственного цикла [1].

Термин «закалённые стали» охватывает широкий класс легированных инструментальных и конструкционных сталей, прошедших операцию закалки с последующим отпуском до твёрдости, как правило, от 45 до 68 HRC. В таком состоянии материал обладает мартенситной структурой, высокой износостойкостью и прочностью. Однако, механическая обрабатываемость резанием значительно снижается: обычный твердосплавный инструмент не в состоянии эффективно обрабатывать закалённую сталь с твёрдостью от 48 до 50 HRC и выше [2, 3].

### 1.1.2 Классификация сталей

В соответствии с отечественными стандартами на конструкционные, подшипниковые и инструментальные стали [4–9] все рассматриваемые марки можно систематизировать в несколько групп:

*Закалённые стали*

*1. Конструкционные закалённые стали общего назначения.* Сюда относятся углеродистые и легированные конструкционные стали, которые после закалки и отпуска используются для силовых и ответственных деталей машин (твёрдость, как правило, от 28 до 45 HRC, для отдельных деталей до 50 HRC).

Типичные группы и области применения:

*Углеродистые качественные и легированные конструкционные стали* (например, 40, 45, 40Х, 38ХН3МФА и др.) – в закалённо-отпущенном состоянии применяются для валов, осей, шестерён, рычагов, штоков, шатунов, элементов рам и картеров.

*Высокопрочные конструкционные стали* (например, 30ХГСА, 35ХГСА, 40ХН2МА) – используются для ответственных деталей авиационной и автомобильной техники, работающих под переменными и ударными нагрузками (колёсные пары, оси тележек, детали шасси, элементы трансмиссий и т.п.).

Для этих сталей закалка и отпуск направлены на получение сорбитной или трооститной структуры с сочетанием высокой прочности и достаточной вязкости. Обработка резанием в закалённом состоянии затруднена, но возможна при применении твёрдосплавного и керамического инструмента.

*2. Подшипниковые и цементуемые закалённые стали.* В эту группу входят стали, где закалённое состояние является обязательным условием работоспособности поверхностного слоя.

*Подшипниковые стали* (ШХ15, ШХ15СГ и др.) – после объемной закалки и низкого отпуска до твёрдости от 60 до 64 HRC используются для колец, шариков и

роликов подшипников качения, винтовых пар, направляющих и других деталей с высокими требованиями к контактной выносливости.

*Цементуемые стали* (20Х, 18ХГТ, 20Х2Н4А и др.) – применяются для зубчатых колёс, валов, кулачков, шлицевых соединений. После цементации, закалки и низкого отпуска поверхностный слой имеет твёрдость от 58 до 62 HRC при вязкой сердцевине. При финишной обработке таких деталей метод твёрдого точения становится альтернативой шлифованию.

*3. Инструментальные стали* – это стали, которые в эксплуатации почти всегда используются в закалённом состоянии с высокой твёрдостью (от 58 до 66 HRC). Внутри этой группы выделяют:

*Углеродистые инструментальные стали* (У8, У10, У12 и др.) – применяются для простого ручного инструмента, а также штампов малых размеров и простых по форме.

*Легированные инструментальные стали* для холодной обработки (Х12, ХВГ и др.) – используются для вырубных, пробивных, гибочных штампов, калибров, мерительного инструмента, работающих при комнатной температуре и высоких контактных давлениях.

*Быстрорежущие стали* (Р6М5, Р18, Р6М5К5, Р9М4К8 и др.) – используются для изготовления режущего инструмента (свёрла, фрезы, резцы, метчики), эксплуатируемого при высоких температурах. Рабочая твёрдость после закалки и отпуска составляет от 62 до 66 HRC. Обработка самих заготовок из быстрорежущей стали в закалённом состоянии требует применения сверхтвёрдых и керамических инструментов.

*Инструментальные штамповые стали.* Штамповые стали образуют специальный подкласс инструментальных сталей, которые также используются в закалённо-отпущенном состоянии, но предназначены не для резания, а для работы в составе штамповой оснастки. В зависимости от условий работы их разделяют на:

*Стали для холодной обработки давлением* – для вырубных, пробивных и формовочных штампов при комнатной температуре (Х12, Х12МФ, 4ХВ2С, 6ХВ2С и др., твёрдость от 58 до 65 HRC).

*Стали для горячей обработки давлением* – для штампов и пресс-форм, работающих при температурах от 400 до 700 °С (5ХНМ, 5ХНВ, 4Х5МФС, 4Х5В2ФС, 3Х2В8Ф, 4Х4ВМФС и др., рабочая твёрдость от 50 до 55 HRC);

*Стали для пресс-форм* – применяются для форм литья пластиков и цветных сплавов, где важны одновременно твёрдость, вязкость и хорошая обрабатываемость.

### 1.1.3 Теплостойкие штамповые стали

Жаростойкость – способность стали сопротивляться химическому разрушению поверхности в газовых средах при высоких температурах, жаропрочность – способность длительно сопротивляться деформации и разрушению при высоких температурах в условиях ползучести. По этим признакам классифицируются жаростойкие и жаропрочные стали и сплавы по ГОСТ 5632-2014 [10]. Теплоустойчивыми называют перлитные стали энергомашиностроения, длительно работающие под нагрузкой при температурах от 450 до 600 °С [11]. Теплостойкость является характеристикой инструментальной стали – это способность сохранять твёрдость и прочность, полученные при закалке и отпуске, при нагреве в процессе эксплуатации [12, 13]. Именно к этой категории относится объект обработки в настоящей работе.

Теплостойкость инструментальных сталей принято выражать через температуру отпуска, после которого твёрдость снижается до определённого значения. Для штамповых сталей горячего деформирования за такое значение обычно принимают от 50 до 55 HRC [12, 14]. Чтобы сталь сохраняла твёрдость при нагреве, её легируют хромом, молибденом, вольфрамом и ванадием. При отпуске эти элементы образуют дисперсные карбиды ($M_2C$, MC), которые слабо коагулируют, и поэтому разупрочнение развивается медленно [12].

По теплостойкости штамповые стали для горячего деформирования обычно делят на три группы, указанные в таблице 1.1 [12–14]. Марки и химический состав этих сталей установлены ГОСТ 5950-2000 [9].

Сталь 4Х5МФС, взятая за пример в данной работе, входит во вторую группу. Обычно сталь закаливают от 1000 до 1020 °С и отпускают при температурах от 530 до 600 °С, после чего её твёрдость составляет от 50 до 55 HRC. Теплостойкость у неё около 600 °С. Важнее, однако, что при этом сталь сохраняет высокую вязкость и хорошо сопротивляется термической усталости. Из неё изготавливают пресс-формы для литья под давлением, штампы и вставки для горячей объёмной штамповки, а также прессовый инструмент [15–17].

Таблица 1.1 – Классификация штамповых сталей

| Группа сталей | Типичные марки | Теплостойкость, °С | Рабочая твёрдость, HRC |
|---|---|---|---|
| Умеренной теплостойкости и повышенной вязкости | 5ХНМ, 5ХНВ, 5ХНСВ, 5ХГМ | ≈ 500-550 | 35-45 |
| Повышенной теплостойкости и вязкости | 4Х5МФС, 4Х5МФ1С, 4Х5В2ФС, 4Х4ВМФС, 4Х3ВМФ | ≈ 590-620 | 50-55 |
| Высокой теплостойкости | 3Х2В8Ф, 4Х2В5МФ, 5Х3В3МФС | ≈ 650-700 | 45-50 |

Характерные детали оснастки из теплостойких штамповых сталей, рабочие поверхности которых могут окончательно обрабатываться точением после закалки, показаны на рисунке 1.1. Общими для них являются форма тела вращения, твёрдость от 50 до 55 HRC и высокие требования к точности и шероховатости наружных цилиндрических и конических поверхностей и торцов. К ним относятся иглы и камеры прессования, вставки матриц, оправки для горячей раскатки колец, ролики прокатных станов, втулки контейнеров прессов, пресс-шайбы и матрицы

прессов, изготавливаемые из сталей повышенной теплостойкости 4Х5МФС, 4Х5МФ1С, 4Х5В2ФС и 4Х4ВМФС [18–20].

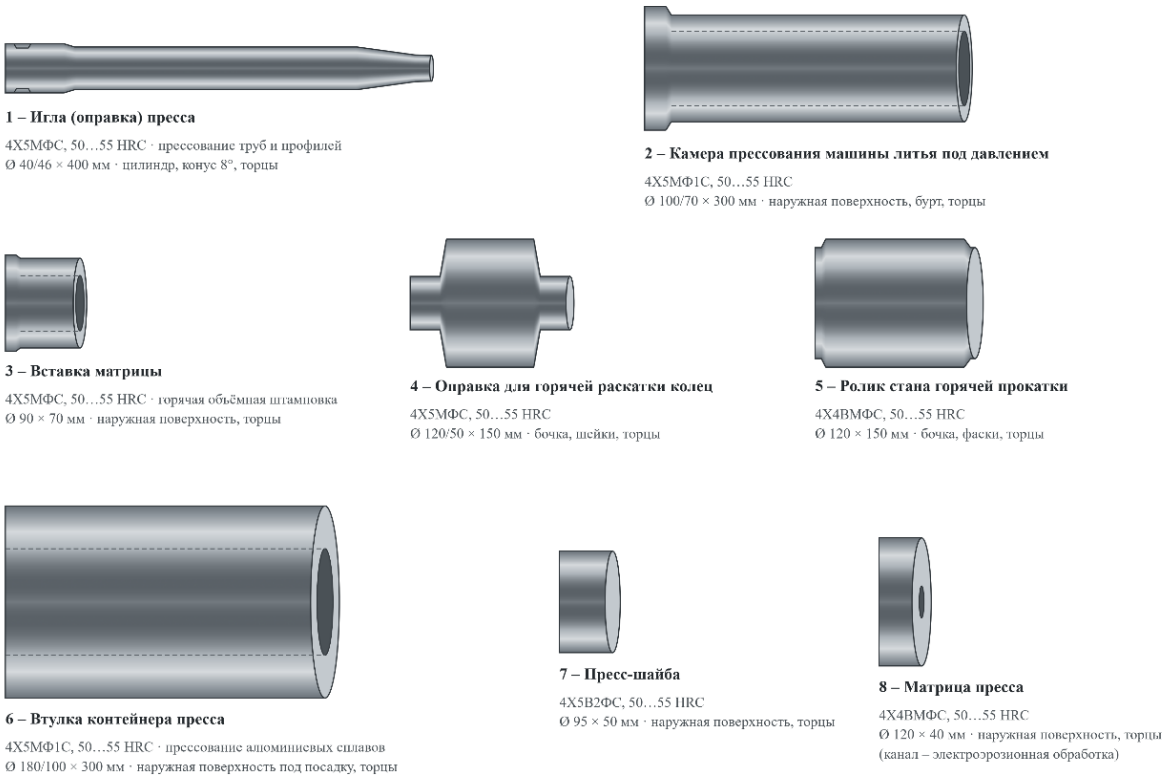



Рисунок 1.1 – Примеры деталей оснастки из закалённых теплостойких штамповых сталей

Те же свойства, благодаря которым теплостойкие стали хорошо работают в штамповой оснастке, затрудняют их обработку резанием. Сталь сохраняет твёрдость при нагреве до температуры от 550 до 600 °С, поэтому в зоне резания она разупрочняется заметно меньше, чем закалённые конструкционные стали. Кроме того, карбиды хрома, молибдена и ванадия изнашивают режущую кромку абразивно. К этому добавляется низкая теплопроводность: у стали 4Х5МФС она примерно в полтора раза ниже, чем у углеродистых конструкционных сталей. Тепло хуже отводится в заготовку и скапливается в зоне контакта инструмента со стружкой [4, 21].

Формообразующие детали штампов и пресс-форм из таких сталей после термообработки, как правило, доводят шлифованием. Один из способов сократить цикл изготовления состоит в том, чтобы заменить шлифование чистовым точением

в закалённом состоянии [20, 22]. Для этого нужен инструментальный материал, который обладает высокой твёрдостью, химически инертен к железу и при этом имеет достаточную трещиностойкость.

## 1.2 Особенности и проблемы токарной обработки закалённых сталей

Твёрдым точением называют токарную обработку материалов твёрдостью от 45 до 65 HRC. Его применяют вместо традиционного шлифования. От обычного точения незакалённых сталей этот процесс заметно отличается, и эти отличия предъявляют повышенные требования сразу к трём составляющим: к инструментальному материалу, к жёсткости технологической системы и к выбору режимов резания [1, 2, 18].

После закалки и отпуска сталь 4Х5МФС имеет твёрдость от 50 до 55 HRC и предел прочности на растяжение от 1480 до 1750 МПа. Её структура – мартенситная матрица с развитой карбидной фазой. Теплопроводность стали сравнительно невысока, от 29 до 33 Вт/(м·°С) [15]. Температура в зоне резания при её точении достигает значений от 700 до 1000 °С, а иногда и выше [2, 18].

Главной технологической проблемой при токарной обработке закалённых сталей является интенсивный износ режущего инструмента. В условиях контакта между инструментом и заготовкой одновременно протекают несколько механизмов изнашивания: абразивный, адгезионный, диффузионный и окислительный [23].

Для керамических инструментов ключевой опасностью является хрупкое выкрашивание режущей кромки – особенно при нестабильных условиях резания или при наличии в структуре заготовки твёрдых карбидных включений. Даже при оптимизированных режимах резания период стойкости керамического инструмента при точении закалённых сталей, как правило, не превышает нескольких десятков минут при критерии износа по задней поверхности 0,3 мм, что ограничивает длину непрерывной обработки [19].

Силы резания при твёрдом точении закалённых сталей существенно превышают аналогичные показатели для незакалённых материалов. При чистовом точении закалённой штамповой стали AISI H13 составляющие силы резания составляют от десятков до нескольких сотен ньютонов и определяются главным образом подачей, глубиной резания и геометрией режущей кромки [21, 24]. Особенностью твёрдого точения является нетипичное соотношение составляющих сил резания: радиальная составляющая при малой глубине резания превышает главную, что характерно именно для финишного точения закалённых сталей и несвойственно обработке мягких сталей. Высокие радиальные силы создают отгибающий момент, вызывающий прогиб заготовки, что снижает точность обработки и ограничивает применение метода для нежёстких деталей. Наибольшее влияние на составляющие силы резания оказывает глубина резания, несколько меньшее подача. Влияние скорости резания существенно слабее [18].

«Белый слой» – тонкий поверхностный слой (от 5 до 30 мкм) с изменённой структурой, формирующийся при токарной обработке вследствие экстремального локального термомеханического воздействия. Белый слой значительно тверже исходной структуры, обладает повышенной хрупкостью и является нежелательным дефектом, особенно для контактирующих и циклически нагруженных поверхностей [25].

Остаточные напряжения в поверхностном слое являются суперпозицией механических и термических эффектов. При правильно выбранных режимах резания твёрдое точение может формировать сжимающие остаточные напряжения, эквивалентные шлифованию. Процесс твёрдого точения по данным работы Тёнсхоффа позволяет добиться сокращения на 60 % времени обработки при обеспечении сопоставимой с шлифованием целостности поверхности. Однако при увеличении интенсивности режимов на поверхности могут возникать растягивающие остаточные напряжения вследствие доминирования теплового фактора над механическим, что снижает усталостную долговечность деталей [20].

Нестабильность процесса резания, проявляющаяся в виброударных явлениях, является ещё одной серьёзной проблемой при обработке закалённых

сталей. Вибрации не только снижают точность обработки и шероховатость поверхности, но и многократно ускоряют износ и разрушение инструмента по механизму усталостного выкрашивания [22].

Традиционно финишная обработка закалённых сталей выполнялась исключительно шлифованием. Однако переход к твёрдому точению даёт ряд существенных преимуществ, представленных в таблице 1.2 [26]. Для деталей оснастки из теплостойких сталей наиболее значимы возможность обработки наружных поверхностей, конусов и торцов за один установ и отказ от смазочно-охлаждающих жидкостей. Ограничением точения остаются более высокая шероховатость и стоимость инструмента.

Таблица 1.2 – Сравнение процесса твердого точения и шлифования

| **Критерий** | **Твёрдое точение** | **Шлифование** |
|---|---|---|
| Производительность | Высокая (до 30–50 $см^3$/мин) | Низкая (1-5 $см^3$/мин) |
| Гибкость обработки | Высокая, сложные геометрии | Ограничена формой круга |
| Экологичность | Сухое, без смазочно-охлаждающей жидкости | Требует обильного охлаждения |
| Остаточные напряжения | Возможны сжимающие | Риск растягивающих и прижогов |
| Допустимая шероховатость | *Ra* 0,4–1,6 мкм | *Ra* 0,1–0,4 мкм |
| Затраты на инструмент | Выше (КНБ, керамика) | Ниже |
| Обработка в один установ | Возможна | Невозможна |

## 1.3 Современный токарный инструмент для обработки закалённых теплостойких сталей

Керамические инструменты обладают отличной стойкостью к износу при высоких температурах и хорошо работают при высоких режимах резания.

Быстрорежущие стали полностью непригодны для твёрдого точения: уже при температурах от 550 до 600 °С быстрорежущий инструмент теряет режущую способность, тогда как температуры в зоне резания закалённой стали с лёгкостью превышают этот порог.

Реальный выбор инструментального материала для финишной токарной обработки закалённых теплостойких сталей сводится к трём классам: твёрдые сплавы с покрытиями (для ограниченного диапазона твёрдостей и скоростей), режущая керамика и кубический нитрид бора. Выбор между ними определяется прежде всего твёрдостью заготовки, скоростью резания и экономическими соображениями.

Твёрдые сплавы с многослойными покрытиями расширяют область применения по сравнению с инструментами без покрытий за счёт повышенной твёрдости и химической инертности покрытия. В работе [2] показано, что твёрдые сплавы с покрытиями при твёрдости заготовки от 40 до 48 HRC могут конкурировать с КНБ и керамикой по критерию стоимость/качество, однако при твёрдостях выше 50 HRC их ресурс резко сокращается. В работе по сравнению твердосплавного инструмента, твердосплавного инструмента с покрытием и смешанной керамики при точении стали 100Cr6 – аналога стали ШХ15 (66 HRC), твёрдые сплавы с покрытиями демонстрировали приемлемые результаты лишь на скоростях резания до 150 м/мин, тогда как смешанная керамика сохраняла работоспособность на всём диапазоне исследованных скоростей. Сравнительный анализ инструментов при обработке стали AISI H11 – аналога стали 4Х5МФС, показал, что ресурс твёрдосплавного инструмента составил лишь 4,5 мин,

инструмента с покрытием – 16 мин, тогда как смешанная керамика обеспечила ресурс 49 мин [2, 27, 28].

**Режущая керамика** – исторически первый класс инструментальных материалов, освоенный в промышленности для твёрдого точения. Современные керамические инструментальные материалы классифицируются по трём основным группам:

*Оксидная (белая) керамика ($Al_2O_3$)* – чистый корунд или оксид алюминия ($Al_2O_3$) с добавками оксида циркония ($ZrO_2$). Отличается высокой твёрдостью и химической инертностью, но обладает невысокой трещиностойкостью и низкой теплопроводностью. Чистая оксидная керамика малопригодна для прерывистого резания из-за склонности к хрупкому разрушению.

*Смешанная (серая) керамика ($Al_2O_3$ + TiC (TiCN))* – наиболее распространённый тип для твёрдого точения. Добавка от 15 до 30 % карбида титана существенно повышает электропроводность, трещиностойкость и предел прочности при изгибе при сохранении высокой теплостойкости. Коммерческие марки CC650 (Sandvik Coromant, Швеция), ВОК-60 и ВОК-71 (Россия) и аналоги – стандарт отрасли для финишного точения сталей твердостью от 45 до 65 HRC.

*Армированная (вискеризованная) керамика ($Al_2O_3$ + SiC)* – усиленная нитевидными монокристаллами карбида кремния (SiC), которые резко повышают трещиностойкость путем протекания механизма торможения образования трещин. Марки армированной керамики пригодны для прерывистого резания и обработки высокотвёрдых материалов (от 60 до 65 HRC). Трещиностойкость достигает значений от 8 до 10 МПа·м$^{1/2}$ против значений от 4 до 6 МПа·м$^{1/2}$ для чистой оксидной керамики.

*Нитридокремниевая керамика*. Отличается высокой трещиностойкостью и теплопроводностью, хорошо работает при прерывистом резании чугунов. Однако при обработке стальных деталей склонна к адгезионному взаимодействию железа с азотом, что ограничивает её применение для сталей.

*Керамика на основе диборида титана ($TiB_2$-TiC-SiC, $TiB_2$-WC, $TiB_2$-$B_4C$)* – перспективный класс, получаемый методами горячего прессования или

реактивного горячего прессования. Сочетает высокую твёрдость и трещиностойкость. Ряд исследований подтвердил высокую эффективность $TiB_2$-композиционных инструментов именно для закаленных сталей. Однако в настоящее время данная керамика не представлена на рынке инструмента.

**Кубический нитрид бора** занимает второе место по твёрдости после алмаза и, в отличие от алмаза, химически устойчив к железу. Это делает его оптимальным материалом для обработки закалённых сталей. По теплопроводности он значительно превосходит керамику, обеспечивая лучший отвод тепла от режущей кромки.

Принципиальным ограничением КНБ-инструмента остаётся его стоимость: цена КНБ-пластины в 3-5 раз превышает стоимость аналогичной керамической. В диапазоне твёрдостей от 50 до 55 HRC – характерном для рабочего состояния закаленных теплостойких штамповых сталей – смешанная керамика по критерию эффективности конкурентоспособна с КНБ или даже превосходит его.

## 1.4 Методы повышения эффективности токарной обработки

В работе Хуа и др. исследовали влияние формы режущей кромки (радиус скругления и фаска) на профиль остаточных напряжений в подповерхностном слое при твёрдом точении. Установлено, что инструмент со скруглённой кромкой формирует более глубокую и интенсивную зону сжимающих напряжений по сравнению с фаской: максимальное сжимающее напряжение возрастает с 700 МПа до 1150 МПа при росте твёрдости заготовки с HRC 41 до 57. Комбинация фаски со скруглением признана оптимальной для управления остаточными напряжениями. Данный метод позволяет целенаправленно формировать благоприятный профиль напряжений без применения специального оборудования или СОЖ [29].

В статье Пайва представлены результаты обработки стали 52100 (62 HRC) «wiper» пластинами из смешанной керамики $Al_2O_3$+TiC с TiN-покрытием. Данный инструмент позволил применять вдвое большую подачу нежели инструмент с

обычной геометрией. При этом сохранялся тот же уровень шероховатости обработанной поверхности, что соответствует увеличению производительности. Работа подтвердила аналогичный эффект при точении стали AISI 4340 «wiper» пластинами: при правильном подборе режимов резания шероховатость поверхности снизилась до уровня *Ra* 0,4 мкм. Анализ данных об обработке поверхности после применения «wiper» геометрии показал, что доля опорной площади поверхности повышается с 75 до 91%, что благоприятнопрочность на изгиб для подшипниковых и посадочных поверхностей деталей [30].

В исследовании Ху и др. проводилось сравнение стандартного и ультрамелкозернистого керамического инструмента при точении стали AISI H13 (55 HRC). Ультрамелкозернистая (УМЗ) керамика, полученная методом искрового плазменного спекания, имела размер зерна примерно на 30% меньше, что обеспечило более равномерное распределение контактных напряжений на режущей кромке. В результате УМЗ-инструмент показал значительно лучшие показатели стойкости и меньшую шероховатость обработанной поверхности по сравнению со стандартным аналогом. Применение искрового плазменного спекания позволяет повысить твёрдость полученных изделий на 11 %, а трещиностойкость – на 17 % по сравнению с обычным горячим прессованием при прочих равных составах [31].

В работе Чена и др. исследовали влияние формы режущей кромки инструмента на ресурс, силы и качество поверхности при обработке стали AISI H13. Установлено, что скруглённая кромка обеспечивает более стабильный процесс и подавляет микровыкрашивание, при этом оптимальный радиус скругления для данного материала составил от 25 до 50 мкм. Применение подготовленной кромки является одним из наиболее технологически доступных методов увеличения ресурса инструмента без замены марки или внедрения специального охлаждения [32]. Аналогичные данные для керамического инструмента при твёрдом точении штамповой стали X38CrMoV5-1 (AISI H11, аналог 4Х5МФС) подтверждаются работами других групп исследователей [33, 34].

## 1.5 Режущая керамика на основе диборида титана

Диборид титана ($TiB_2$) относится к числу наиболее перспективных керамических материалов для режущего инструмента благодаря уникальному набору физико-химических характеристик. Среди них высокая температура плавления (3200 °C) и твёрдость по Виккерсу (до 34 ГПа), высокая теплопроводность и электропроводность, хорошая износостойкость. В чистом виде $TiB_2$ отличается повышенной хрупкостью. Поэтому в большинстве разработок его применяют в составе многофазных композитов – в сочетании с WC, $B_4C$, $Al_2O_3$, TiC, SiC и другими фазами, которые обеспечивают необходимые вязкость и прочность. Высокая твёрдость в сочетании с низким коэффициентом трения делает такие инструменты особенно эффективными при обработке материалов с высокой абразивностью, а также закалённых сталей [35–37].

Одним из наиболее исследованных направлений является система $Al_2O_3$–$TiB_2$. В работе Денга и др. были изготовлены токарные резцы из керамики $Al_2O_3/TiB_2$. Авторы исследовали их режущую способность при сухой высокоскоростной обработке закалённой стали. Установлено, что при низких скоростях резания доминируют адгезионный и абразивный износ, тогда как при высоких скоростях на контактных поверхностях формируется оксидная плёнка на основе $TiO_2$ с самосмазывающими свойствами, существенно снижающая износ инструмента [38].

В другой работе Денга были проведены испытания $Al_2O_3/TiB_2$-композитов с различным содержанием $TiB_2$ при трении скольжения в диапазоне температур от 25 до 900 °C и при токарной обработке. Показано, что с ростом содержания $TiB_2$ предел прочности при изгибе, твёрдость и трещиностойкость последовательно возрастают. При 900 °C коэффициент трения значительно снижается вследствие формирования смазочной плёнки на дорожке износа. Состав с 30 об.% диборида титана показал наивысший предел прочности при изгибе среди испытанных вариантов [39].

В 2017 году Ли и др. разработали новый состав $Al_2O_3$-$TiB_2$-$TiSi_2$ для токарного инструмента, изготовленного методом горячего вакуумного прессования. Введение дисилицида титана ($TiSi_2$) обосновывалось его высокой окисляемостью: при рабочих температурах образуются диоксид кремния ($SiO_2$) и оксид титана ($TiO_2$), которые заполняют микротрещины, обеспечивая самозалечивание. Оптимальный состав композита с 15 мас.% $TiSi_2$ показал значение предела прочности при изгибе 712 МПа, твёрдости 16,7 ГПа и трещиностойкости 4,10 МПа·м$^{1/2}$ – что превышает показатели бинарного $Al_2O_3$-$TiB_2$ без $TiSi_2$ [40].

Для высокоскоростного точения труднообрабатываемых сплавов особый интерес представляет система $TiB_2$-$B_4C$. В работе Тан и др. были изготовлены и испытаны токарные пластины $TiB_2$-$B_4C$ при высокоскоростном точении сплава Ti6Al4V. Результаты показали, что данный инструмент обладает конкурентоспособным ресурсом при скоростях резания в диапазоне высоких значений. Основными механизмами износа выступали адгезия, диффузия и абразивный износ. Работа стала одной из немногих посвящённых непосредственно производительности $TiB_2$-инструментов при обработке титановых сплавов, обозначив существенный дефицит таких исследований в литературе [41].

В работе Вана и др. были получены и испытаны пластины из TiC-$TiB_2$ - керамики при точении нержавеющей стали. Высокая прочность и вязкость нержавеющей стали порождали значительные силы и температуры резания. Тем не менее, благодаря высокой твёрдости и трещиностойкости инструмент демонстрировал удовлетворительную стойкость [42]. В другой работе авторы разработали токарные пластины состава $Ti(C_{0,7},N_{0,3})$/$TiB_2$/WC, где оптимальные скорости резания от 200 до 250 м/мин обеспечивали наибольший путь резания, а основным механизмом износа являлся адгезионно-диффузионный износ [43].

Сонг и др. исследовали трибологические свойства керамики $TiB_2$-HfC как потенциального материала для режущего инструмента при сухом скольжении. Установлено, что при увеличении скорости скольжения коэффициент трения снижается, тогда как износ возрастает. В зоне контакта формируются оксиды бора

($B_2O_3$), титана ($TiO_2$) и гафния ($HfO_2$), которые частично выполняют функцию защитной плёнки. Данные результаты подтверждают применимость системы $TiB_2$-HfC в условиях высоких температур и нагрузок, характерных для токарной обработки [35].

Таким образом, анализ литературы показывает устойчивый интерес исследователей к режущей керамике на основе диборида титана в широком диапазоне многокомпонентных систем. Наиболее изученными остаются системы $Al_2O_3$–$TiB_2$ и $TiB_2$–$B_4C$, тогда как работ по непосредственному испытанию режущей керамики на основе $TiB_2$ при точении закаленных сталей, и прежде всего теплостойких штамповых сталей по-прежнему недостаточно – что формирует актуальную научную задачу для настоящего диссертационного исследования.

## 1.6 Упрочняющие фазы и связующие

Основным методом повышения плотности и прочности керамических материалов является добавление вторичных фаз в матрицу материала. Присадочная фаза также называется спекающей добавкой или связующим веществом. Как правило, такие добавки делят на две группы: металлические и неметаллические вторичные фазы.

Несмотря на использование передовых методов спекания, таких как горячее прессование, искровое плазменное спекание и др. получение керамических материалов на основе $TiB_2$, имеющих высокую плотность по-прежнему является довольно сложной задачей. В связи с этим учеными были предложены различные добавки для спекания, которые повышают плотность $TiB_2$, образуя так называемый цементированный $TiB_2$ или твёрдый металл на основе $TiB_2$. При этом основной механизм повышения плотности – это жидкофазное спекание, при котором образуется незначительная жидкая фаза в процессе спекания, а также спекание с активацией твердого раствора [44, 45].

### 1.6.1 Металлические и интерметаллидные связующие

Металлические связующие (Co, Ni, Fe, Cr, Ti) способствуют уплотнению $TiB_2$ главным образом за счёт жидкофазного спекания. Кобальт хорошо смачивает $TiB_2$ [46], однако при спекании без давления и неравномерном распределении в шихте не обеспечивает высокой плотности, а его взаимодействие с $TiB_2$ с образованием $Co_2B$ ухудшает уплотнение [47]. Железо, предложенное в качестве замены кобальта ещё в 1923 г. [48], дешевле, но хуже смачивает твёрдую фазу и вызывает аномальный рост зёрен $TiB_2$ [49, 50]. Хром в отдельности почти не улучшает уплотнение, но при совместном введении с железом измельчает зерно [51]. Титан снижает температуру спекания и сдерживает рост зерна [52]. Общий недостаток однокомпонентных металлических связок – рост зёрен $TiB_2$, который из-за анизотропии теплового расширения кристаллов приводит к образованию микротрещин и снижению прочности.

Никель обеспечивает хорошую смачиваемость твёрдой фазы и коррозионную стойкость композита. Относительная плотность композитов $TiB_2$–Ni с увеличением содержания никеля сначала возрастает, а затем снижается из-за неравномерного роста зёрен. Поэтому никелевую связку дополняют элементами, тормозящими рост зерна. Введение тантала с образованием твёрдого раствора $Ti_{1-x}Ta_xB_2$ позволило получить при искровом плазменном спекании плотность 99,0 % и размер зерна менее 3 мкм [53]. Добавка молибдена в систему $TiB_2$–Ni улучшает смачиваемость и структуру межфазных границ. Продукт взаимодействия Mo с $TiB_2$ покрывает частицы диборида и подавляет рост зерна, а относительная плотность композита $TiB_2$–4Ni–1Mo достигает 99,2 % при 1450 °C [54]. Совместное введение Ni и Mo способствует также образованию интерметаллида $Ni_3Mo$, упрочняющего связку между боридной, карбидной и оксидной фазами.

В качестве альтернативы металлическим связкам рассматриваются интерметаллиды $Ni_3Al$, NiAl и FeAl, обладающие высокими температурой плавления, твёрдостью и стойкостью к окислению [55–57]. Композит $TiB_2$–$Ni_3Al$ с

относительной плотностью 99,4 % получен горячим изостатическим прессованием [58], композит с NiAl (99,3 %) – реакционным спеканием под давлением за счёт экзотермической реакции Ni и Al [59]. Добавка FeAl линейно снижает температуру спекания $TiB_2$ [60].

### 1.6.2 Керамические связующие

Керамические добавки (оксиды, нитриды, силициды, бориды и карбиды) способствуют уплотнению $TiB_2$ за счёт удаления оксидных плёнок $TiO_2$ и $B_2O_3$ с поверхности частиц, образования жидкой фазы и активированного спекания в твёрдом растворе. Сводные данные о влиянии керамических добавок приведены в таблице 1.3.

Таблица 1.3 – Влияние керамических добавок на спекание керамики на основе $TiB_2$

| Добавка | Рациональное содержание и результат | Механизм действия | Источник |
|---|---|---|---|
| $ZrO_2$ | 20 мол. %; относительная плотность 98,6 % | Повышение спекаемости | [61, 62] |
| $Al_2O_3$ | до 40 об. % (с Ni и Mo) | Подвижность $Al_2O_3$ на границах зёрен устраняет поры; избыток вызывает рост зерна | [63, 64] |
| h-BN | 5 мас. %; 99,5 %, зерно 8,4 → 6,5 мкм | Заполнение пор, жидкая фаза $B_2O_3$–$TiO_2$ | [65] |
| $Si_3N_4$ | 2,5 мас. % | Реакция с $TiO_2$, образование $SiO_2$; более 5 % – фаза Si–Ti–O–N на границах | [66, 67] |
| $MoSi_2$ | 2,5 мас. %; более 99 % | Жидкая фаза $TiSi_2$, удаление оксидного слоя | [68–70] |
| $CrSi_2$ | 2,5 мас. % | Жидкофазное спекание | [71] |
| $TiSi_2$ | более 5 мас. %; более 99 % при 1550 °C | Низкотемпературное жидкофазное спекание | [72] |

Продолжение таблицы 1.3

| | | | |
|---|---|---|---|
| $WSi_2$ | 2,5-5 мас. %; 99,5-100 % | Жидкофазное спекание продуктов реакции | [73] |
| $ZrB_2$ | 8 мас. % | Твёрдый раствор, торможение границ зёрен | [74, 75] |
| SiC | 2,5 мас. %; 96 % (без добавки 62 %) | Аморфная фаза $SiO_2$, образование TiC | [76] |
| TiC | – | Эвтектическая жидкость $TiB_2$–TiC, снижение температуры спекания, измельчение зерна | [77] |

Для режущей керамики, предназначенной для точения закалённых теплостойких сталей, предпочтительны добавки, не снижающие твёрдость при нагреве: карбид титана и оксид алюминия в качестве керамических фаз и Ni–Mo в качестве металлической связки.

## 1.7 Выводы по главе 1

1. Объектом исследования в работе являются закалённые теплостойкие штамповые стали, из которых изготавливаются детали штамповой оснастки – иглы, вставки матриц, оправки, ролики, втулки контейнеров, имеющие форму тел вращения и твёрдость от 50 до 55 HRC, окончательные размеры которых традиционно получают шлифованием. Замена шлифования твердым точением позволяет сократить цикл изготовления.

2. Трудность точения теплостойких сталей обусловлена сохранением твёрдости при нагреве, развитой фазой карбидов хрома, молибдена и ванадия и пониженной теплопроводностью. Это приводит к высоким силам и температурам резания, преобладанию радиальной составляющей силы резания над главной, интенсивному износу и выкрашиванию режущей кромки.

3. Твёрдые сплавы при твёрдости заготовки выше 50 HRC быстро теряют работоспособность, инструмент из КНБ имеет высокую стоимость, а серийная смешанная керамика $Al_2O_3$-TiC и $Al_2O_3$-Ti(C,N), конкурентоспособная в диапазоне

от 50 до 55 HRC, ограничена невысокой трещиностойкостью. Для точения закалённых теплостойких сталей необходим керамический инструментальный материал с повышенной трещиностойкостью при сохранении высокой твёрдости и теплостойкости.

4. Режущая керамика на основе диборида титана обладает высокими твёрдостью, теплопроводностью и низким коэффициентом трения. Однако подобные инструменты испытывались преимущественно при обработке конструкционных сталей, титановых сплавов и нержавеющих сталей.

5. Однокомпонентные металлические связки способствуют уплотнению, но вызывают рост зёрен и снижение механических свойств. Наиболее благоприятными являются керамические фазы TiC и $Al_2O_3$, не снижающие твёрдость при нагреве, и металлическая связка Ni–Mo, в которой молибден подавляет рост зерна, а интерметаллид $Ni_3Mo$ упрочняет межфазные границы. Эти компоненты выбраны для разработки керамического инструмента в настоящей работе.

# ГЛАВА 2. МЕТОДЫ РАЗРАБОТКИ, ИЗГОТОВЛЕНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ КЕРАМИЧЕСКОГО РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

В данной главе описываются все методы изготовления и исследования керамических композитов, а также экспериментальных образцов режущего инструмента для достижения указанной цели.

На основе проведенного в первой главе литературного обзора были выбраны основные компоненты керамического инструментального композита – диборид титана, карбид титана, оксид алюминия в качестве основных фаз, никель и молибден в качестве упрочняющих добавок.

## 2.1 Метод определения соотношения компонентов композита

Для оптимизации состава многокомпонентных керамических систем перспективным инструментом является планирование эксперимента для смесей – мощный статистический метод, особенно хорошо подходящий для разработки и оптимизации керамических композитов, где свойства конечного продукта критически зависят от пропорций компонентов, а их сумма всегда равна 100%. Этот статистический метод позволяет установить количественную связь между составом смеси и её свойствами с помощью регрессионных моделей, которые затем используются для прогнозирования и оптимизации характеристик материала [78]. Ключевое преимущество метода – минимальное количество необходимых экспериментов: для трёхкомпонентной системы для построения линейной, квадратичной и редуцированной кубической моделей требуется всего 3, 6 и 7 экспериментов соответственно. Это делает метод особенно эффективным для изучения сложных керамических систем.

Для определения состава экспериментальных смесей в программе «Minitab» был сгенерирован план симплексной решётки Шеффе {3,2}, представленный в виде центроида и дополненный внутренними точками (рисунок 2.1). Обозначение

{*q, m*} описывает структуру плана, где *q* – количество компонентов смеси, а *m* – степень полиномиальной модели, которую можно построить на основе этого плана [79]. Параметр *m* также определяет уровни варьирования долей компонентов: каждая доля принимает *m*+1 значение в равных интервалах в диапазоне от 0 до 1, рассчитываемых по формуле (2.1):

$$X_i = 0,\ \frac{1}{m},\ \frac{2}{m},\ \ldots,\ 1. \qquad (2.1)$$

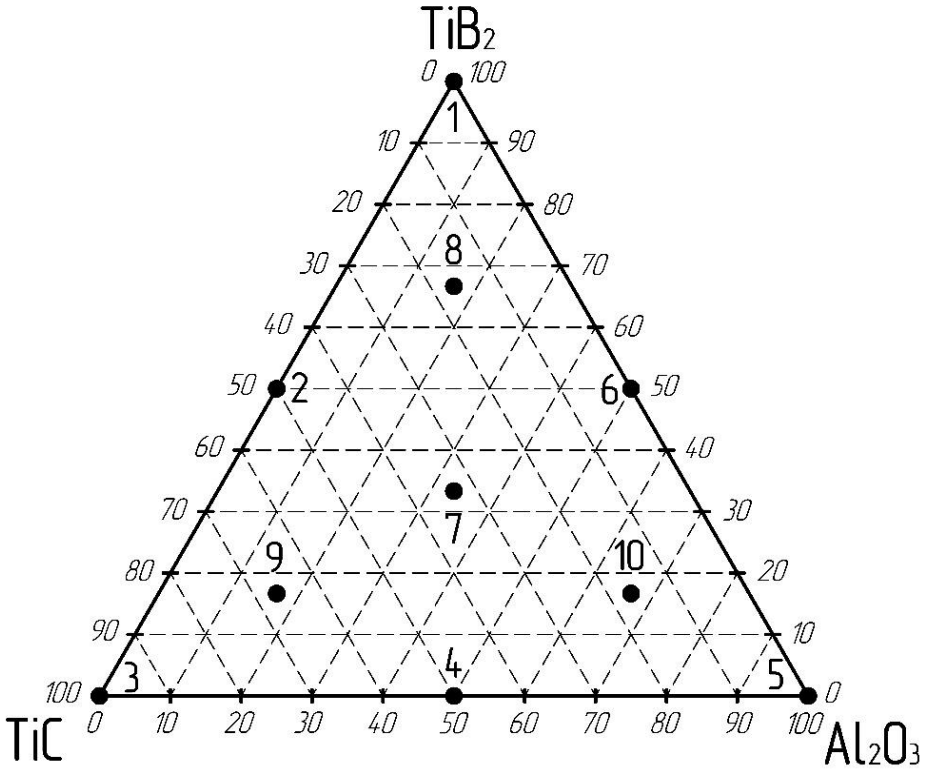



Рисунок 2.1 – Центроидная симплекс решетка системы $TiB_2$-TiC-$Al_2O_3$

Следовательно, обозначение {3,2} означает, что данная конфигурация позволяет построить квадратичную модель (второй степени), описывающую поверхность отклика во всей трёхкомпонентной симплексной области. Для этого каждый компонент варьируется на трёх уровнях: 0, 0,5 и 1. Координаты точек 1, 2, 3, 4, 5, 6 (рисунок 2.1) определяются выражением (2.2). Обозначения $N_1$, $N_2$, $N_3$ представляют пропорции $TiB_2$, TiC и $Al_2O_3$ соответственно.

$$(N_1,N_2,N_3)=(1,0,0),\left(\tfrac{1}{2},\tfrac{1}{2},0\right),(0,1,0),\left(0,\tfrac{1}{2},\tfrac{1}{2}\right),(0,0,1),\left(\tfrac{1}{2},0,\tfrac{1}{2}\right) \qquad (2.2)$$

План эксперимента дополнили центральной точкой (7) и тремя контрольными точками (8-10), преобразовав базовую решетку {3,2} в

расширенную центроидную. На тройном графике системы $TiB_2$-TiC-$Al_2O_3$ каждая из десяти точек показывает состав конкретной смеси в молярных процентах, подробно представленных в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Матрица планирования эксперимента

| Точка | $TiB_2$ | TiC | $Al_2O_3$ | Смесь |
|---|---|---|---|---|
| | [мол. %] | | | |
| 1 | 100 | 0 | 0 | X1 |
| 2 | 50 | 50 | 0 | X2 |
| 3 | 0 | 100 | 0 | X3 |
| 4 | 0 | 50 | 50 | X4 |
| 5 | 0 | 0 | 100 | X5 |
| 6 | 50 | 0 | 50 | X6 |
| 7 | 33,3 | 33,3 | 33,3 | X7 |
| 8 | 67 | 16,5 | 16,5 | X8 |
| 9 | 16,5 | 67 | 16,5 | X9 |
| 10 | 16,5 | 16,5 | 67 | X10 |

## 2.2 Подготовка порошковых шихт

В данной работе использовали коммерческие порошки $TiB_2$ (99,9%), TiC (99,5%) и $Al_2O_3$ (99,9%) производства ООО «Плазмотерм» (Россия).

Процедура приготовления порошковых смесей для каждого состава осуществлялась в соответствии со следующей методикой. В полиэтиленовые контейнеры дозировали расчетные количества исходных порошков, указанные в таблице 2.1. Для механического измельчения и гомогенизации смеси в каждую банку добавляли мелющие тела – шары из $Al_2O_3$ диаметром 3 мм – при соотношении массы шариков к массе порошка 3:1. В качестве жидкой среды для мокрого помола использовали изопропанол, который добавляли в массовом соотношении 1:1 к порошковой смеси.

После добавления всех компонентов банки герметично закрывали и помещали в шаровую мельницу МЛ-1 (Промстроймаш, Россия, рисунок 2.2), где проводился процесс измельчения и смешивания в течение 36 часов. Такой продолжительный период обеспечивал достижение высокой степени гомогенности композиции. После завершения помола полученные суспензии подвергали сушке в вакуумной сушильной печи VO 400 (Memmert, Германия, рисунок 2.3) при температуре 80°C в течение 12 часов для полного удаления органической жидкости.



Рисунок 2.2 – Шаровая мельница МЛ-1




Рисунок 2.3 – Сушильная печь Memmert VO 400

Заключительный этап подготовки порошков включал механическое разрушение возможных агломератов в агатовой ступке с последующим просеиванием через сито с размером ячейки 63 мкм. Просеивание осуществлялось на ситовом анализаторе (ВП-30, Вибротехник, Россия, рисунок 2.4). Данная процедура обеспечивала получение сыпучего однородного порошка с контролируемым размером частиц, пригодного для последующего спекания.

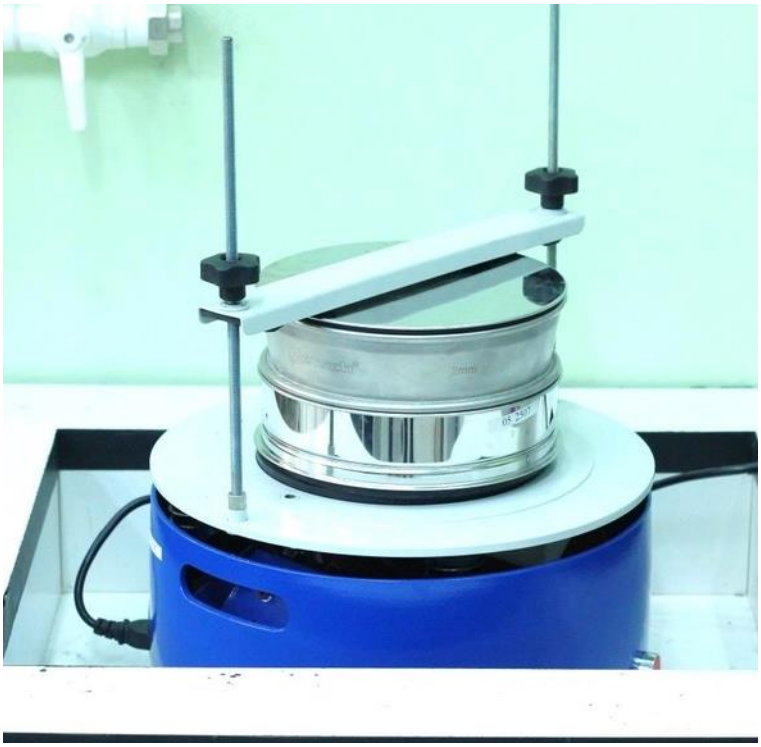


Рисунок 2.4 – Ситовый анализатор ВП-30

## 2.3 Изготовление керамических заготовок

Процесс изготовления керамических заготовок состоит из трех основных стадий: прессования, спекания и постобработки.

На этапе прессования керамических заготовок, предварительно измельченные и смешанные между собой в расчетных пропорциях порошковые компоненты композиции последовательно подготавливали и прессовали в керамическую заготовку. Для этого собиралась цилиндрическая пресс-форма для искрового плазменного спекания (рисунок 2.5).

Начальная сборка элементов графитовой пресс-формы осуществлялась следующим образом: сперва прямоугольная графитовая бумага устанавливалась во внутренней поверхности рабочей зоны графитовой матрицы; далее нижний пуансон устанавливался внутри рабочей зоны графитовой матрицы и следом, диск из графитовой бумаги устанавливался внутри рабочей зоны графитовой матрицы для того, чтобы покрыть торец ранее установленного нижнего пуансона (рисунок 2.6 (б)).

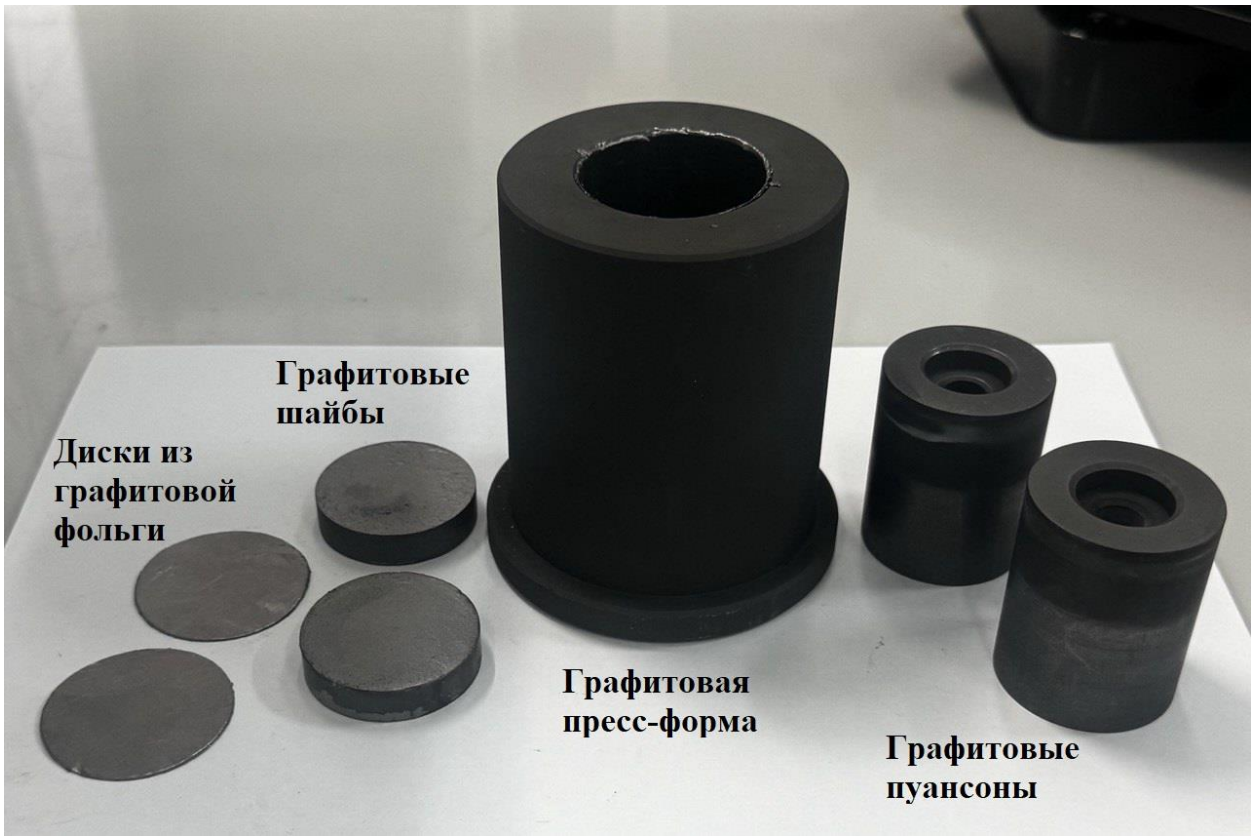



Рисунок 2.5 – Графитовая пресс-форма, применяемая для спекания заготовок

После того, как графитовая пресс-форма была собрана, проводилась навеска необходимой расчетной массы порошка. Масса порошка рассчитывалась исходя из того, какими геометрическими параметрами должен обладать полученный спеченный образец (диаметр, высота), для диска диаметром 40 мм и высотой 6 мм необходимо 38,4 грамм приготовленного порошка. Процесс навески происходил следующим образом: пресс-форма устанавливалась на весы, затем мерной ложкой во внутреннюю полость помещался порошок.

После заполнения матрицы порошок утрамбовывался и выравнивался таким образом, чтобы его поверхность была параллельна нижнему пуансону. Сверху на порошок помещалась графитовая фольга, после чего вставлялся верхний пуансон.

Затем проводилась подпрессовка, при которой пресс-форма с порошком устанавливалась на настольный гидравлический пресс CARVER Inc. при соблюдении соосности пуансонов и матрицы (рисунок 2.7). С помощью гидравлического пресса создавалось давление до 5 МПа внутри рабочей зоны с целью обеспечения максимальной плотности после спекания. По достижении необходимого давления пресс-форма снималась и отправлялась на следующий этап – спекание.

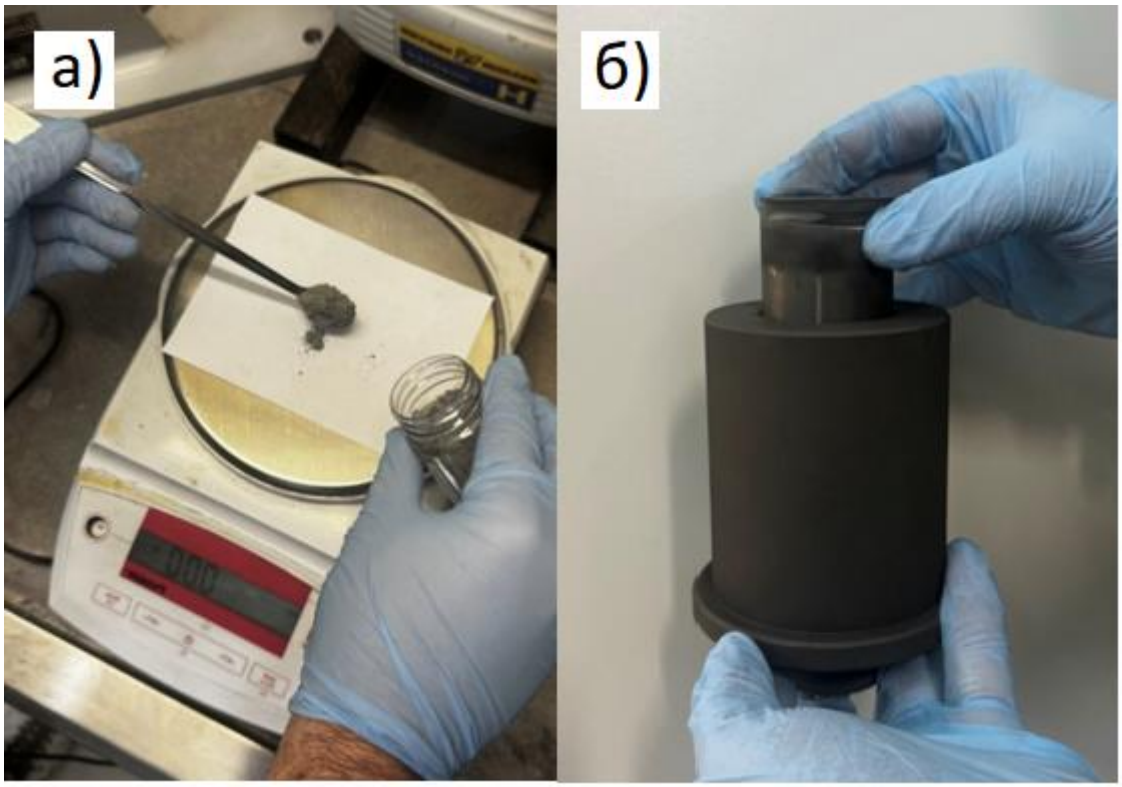



Рисунок 2.6 – Навеска расчетной массы порошка (а) и сборка верхнего пуансона (б)

Процесс уплотнения порошковых композиций выполняли методом искрового плазменного спекания (ИПС) на установке H-HP D 25 SD (FCT Systeme GmbH, Германия, рисунок 2.8).

Технология искрового плазменного спекания представляет собой современный метод консолидации порошковых материалов, в котором

одновременно применяются импульсный постоянный ток, механическое давление и джоулев нагрев. В отличие от традиционных методов – безнагревного спекания, горячего прессования (ГП) и горячего изостатического прессования (ГИП), ИПС обеспечивает принципиально иной механизм тепловыделения: нагрев осуществляется непосредственно через графитовую матрицу и порошок, что обусловливает высокую термическую эффективность процесса [80–82].




Рисунок 2.7 – Гидравлический пресс

Ключевым преимуществом ИПС является высокая скорость нагрева, что недостижимо при традиционных методах спекания. Высокие скорости нагрева и охлаждения в сочетании с одноосным давлением обеспечивают быструю консолидацию порошка при температурах ниже на величину от 200 до 500 °C, чем при конвенциональном спекании. В результате полный цикл спекания занимает от нескольких минут до десятков минут, тогда как традиционные методы требуют многочасовой выдержки при высоких температурах [83]. Высокая скорость спекания подавляет рост зёрен и предотвращает окисление, а комбинация с одноосным давлением способствует получению высокоплотных материалов с улучшенными механическими характеристиками [84–86].

Быстрый кинетический режим ИПС позволяет подавить рост зёрен. Диффузионные механизмы, ответственные за уплотнение, активируются значительно интенсивнее, нежели механизмы роста зерна, что принципиально отличает ИПС от горячего прессования и ГИП. Это свойство особенно критично при спекании нанопорошков и метастабильных материалов, для которых сохранение нанокристаллической структуры является ключевым условием достижения целевых физико-механических свойств. Сравнительные исследования показывают, что керамика $SnO_2$, спечённая методом ИПС при 950 °C за 5 минут, демонстрирует относительную плотность 93% при равномерном распределении размеров зёрен, тогда как при безнагревном спекании плотность не превышает 63% из-за доминирования механизма испарения-конденсации [87].




Рисунок 2.8 – Общий вид установки ИПС (а) и расположение поршней в рабочей камере (б)

ИПС является в настоящее время наиболее универсальным методом спекания, применяемым для сплавов, керамик, композитов и биоматериалов. Метод позволяет получать функционально-градиентные системы с варьируемыми механическими свойствами, наноструктурированные износостойкие керамики, а также уплотнять трудноспекаемые тугоплавкие и метастабильные материалы,

синтез которых традиционными методами невозможен или существенно ограничен [88].

Для разрабатываемой композиции искровое плазменное спекание является не одним из возможных, а практически единственным методом консолидации, позволяющим получить материал с требуемым комплексом свойств. Диборид титана относится к трудноспекаемым соединениям: сильная ковалентная связь, низкий коэффициент самодиффузии и присутствие на поверхности частиц оксидных плёнок $TiO_2$ и $B_2O_3$ требуют для уплотнения монолитного $TiB_2$ температур выше 2000 °C [45, 89]. При спекании без приложения давления относительная плотность композитов на основе $TiB_2$ с металлическими добавками, как правило, не превышает значений от 90 до 95 %, а длительная выдержка при высокой температуре вызывает аномальный рост зёрен $TiB_2$, который из-за анизотропии теплового расширения кристаллов приводит к образованию микротрещин и снижению прочности [45, 49].

Горячее прессование позволяет снизить температуру уплотнения, однако при характерных для него скоростях нагрева от 10 до 20 °C/мин и выдержках порядка одного часа зёрна тугоплавких фаз укрупняются, а металлическая связка Ni–Mo интенсивно взаимодействует с боридной и карбидной фазами. Горячее изостатическое прессование требует предварительного получения заготовки с закрытой пористостью либо её герметизации в капсуле, что для данной системы технологически неоправданно. При ИПС нагрев импульсным током непосредственно через матрицу и порошковую прессовку со скоростью 100 °C/мин и выше при одновременном приложении давления позволяет завершить спекание за несколько минут выдержки при температуре ниже на величину от 200 до 300 °C, чем при горячем прессовании [84, 90]. Благодаря этому удаётся одновременно получить относительную плотность более 99 %, сохранить мелкозернистую структуру и сформировать связующую фазу на основе Ni–Mo без нежелательных продуктов взаимодействия.

Вместе с тем ИПС накладывает жёсткие ограничения на форму получаемых заготовок. Электрический ток протекает преимущественно через графитовые

матрицу и пуансоны, поэтому распределение температуры в спекаемом объёме определяется геометрией оснастки. При отклонении формы заготовки от осесимметричной – например, при попытке спекать сразу заготовку квадратной пластины с отверстием, задними углами или стружкоформирующими элементами – неизбежно возникают участки с различной плотностью тока и различной толщиной стенки матрицы. В углах и на тонких участках поверхность заготовки перегревается относительно её центра на десятки и сотни градусов [90, 91], а одноосное давление передаётся по высоте профиля неравномерно, что приводит к градиенту плотности [92].

Для разрабатываемой композиции перегрев поверхности особенно опасен: локальное превышение температуры приводит к выплавлению и выдавливанию металлической связки Ni–Mo, росту зёрен диборида и карбида титана, а также к взаимодействию материала с графитом оснастки. Поэтому получить методом ИПС сразу пластины заданной формы не представляется возможным. Заготовки получают в виде дисков диаметром 40 мм, для которых осесимметричная оснастка обеспечивает наиболее однородное температурное поле и равномерную плотность по объёму, а окончательную форму СМП придают последующей электроэрозионной резкой и алмазным шлифованием. При этом поверхностный слой, контактировавший с графитовой фольгой и наиболее подверженный отклонениям состава, удаляется при шлифовании торцевых поверхностей.

Спекание проводилось в соответствии с методикой, представленной в таблице 2.2. Из каждой смеси получали по три дисковых образца (диаметром 40 мм и толщиной 4 мм) для последующих исследований. Перед началом работы проверялось наличие сжатого воздуха, аргона и азота в баллонах, а также жидкости в системе охлаждения установки.

Для минимизации тепловых потерь на пресс-форму надевали графитовую защитную оболочку устанавливая конструкцию на токоподвод (рисунок 2.9). Пресс-форма собиралась с использованием конических графитовых проставок, которые обеспечивают правильную центровку пуансонов. Затем запускался рабочий ход нижнего поршня, что создавало давление на содержимое матрицы.

После этого проверяли корректность подключения термопар и плотно закрывали камеру.

Таблица 2.2 – Режимы спекания

| Этап | Температура,°С | | Давление, МПа | | Скорость нагрева, °С/мин | Длительность этапа, мин |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | нач.* | кон.* | нач.* | кон.* | | |
| прессование | 20-25 | 20-25 | 0 | 15 | 0 | до достижения заданного давления |
| нагрев | 20 | 1600 | 15 | 15 | 50 | до достижения заданной температуры |
| нагрев | 1600 | 1700 | 15 | 80 | 25 | |
| выдержка | 1700 | 1700 | 80 | 80 | 25 | 5 |
| охлаждение | 1700 | 20-25 | 80 | 80 | 0 | до достижения заданной температуры |

* нач. – начальная/ое; кон. – конечная/ое.

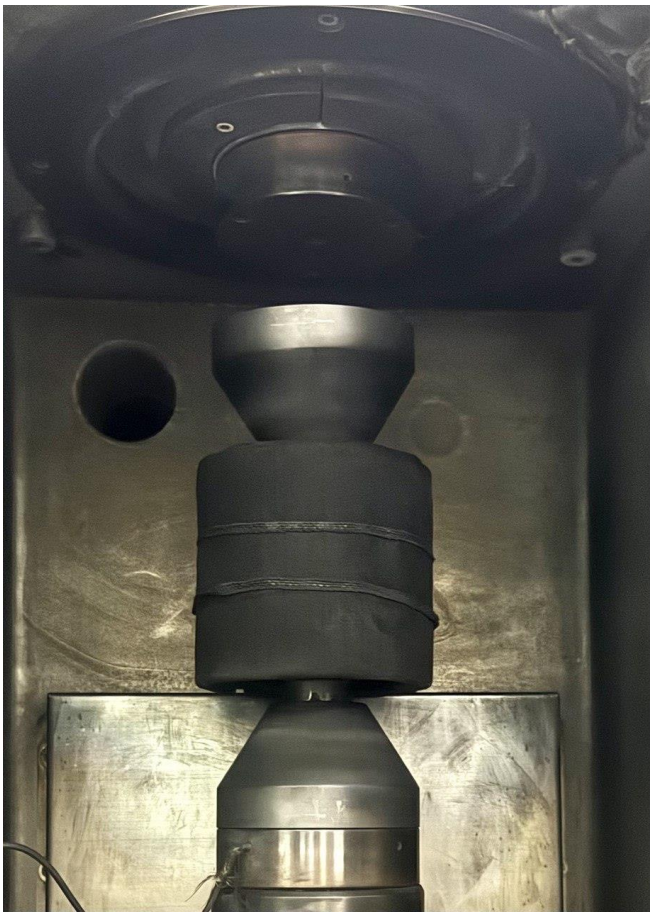


Рисунок 2.9 – Установка графитовой оболочки

Далее создавался вакуум до уровня от $10^{-2}$ до $10^{-3}$ Па, а установка переходила в режим спекания. Во время процесса регулярно проверялись параметры, отображаемые на пульте управления.

После завершения цикла и охлаждения пресс-форма извлекалась из рабочей камеры установки искрового плазменного спекания, а заготовка доставалась с помощью настольного пресса. Верхний и нижний пуансоны аккуратно выпрессовывались, благодаря чему спеченная заготовка легко отделялась.

Перед проведением измерений механических свойств спеченные образцы подвергались процедуре механической полировки для получения оптически ровной поверхности, необходимой для точного определения твердости.

Заготовки очищались от остатков графитовой фольги с использованием шлифовально-полировальной машины (рисунок 2.10). После этого производили измерение геометрических параметров с помощью штангенциркуля.




Рисунок 2.10 – Шлифовально-полировальная машина Tegramin-30

## 2.4 Определение физико-механических свойств

Измерение твердости по Виккерсу (*Hv*) проводили методом индентирования на универсальном тестере микротвердости Qness Q10 (Австрия, рисунок 2.11) по

следующим параметрам: тип индентора – стандартная алмазная четырехгранная пирамида, приложенная нагрузка – 98 Н (соответствует HV10), время выдержки под нагрузкой – 10 секунд [93].

Для обеспечения статистической достоверности результатов на каждом образце выполняли серию из 10 измерений в случайно распределенных точках, исключая зоны возможных дефектов материала. Полученные значения усредняли для каждого состава смеси.

Твердость по Виккерсу рассчитывали по формуле (2.3):

$$H_V = 1{,}8544 \times \frac{F}{d^2}\ , \qquad (2.3)$$

где $F$ – приложенная нагрузка (Н);

$d$ – средняя длина диагоналей отпечатка (мм).

Коэффициент 1,8544 представляет собой геометрический фактор для пирамидального индентора Виккерса.




Рисунок 2.11 – Микротвердомер Qness Q10

Трещиностойкость отполированных образцов измеряли методом микроиндентирования при приложенной нагрузке 98 Н в течение 10 с.

Трещиностойкость рассчитывали по формуле (2.4):

$$K_{IC} = 0{,}016 \times \left(\frac{E}{H_V}\right)^{\frac{1}{2}} \times \left(\frac{F}{l}\right)^{\frac{3}{2}}, \qquad (2.4)$$

где $E$ – модуль Юнга;

$H_V$ – твердость исследуемого материала;

$F$ – приложенная нагрузка (кг);

$l$ – длина трещины (мкм).

Плотность спеченных композитов определяли методом Архимеда с использованием дистиллированной воды в качестве иммерсионной среды с помощью аналитических весов A/D GR-300 (Япония, рисунок 2.12). Для каждого состава относительную плотность рассчитывали, как отношение измеренной плотности к теоретической плотности композита, выраженное в процентах [94].




Рисунок 2.12 – Аналитические весы A/D GR-300

Теоретическую плотность для каждой смеси вычисляли по правилу смесей, используя следующие значения плотностей компонентов: 4,35 г/см$^3$ для диборида титана, 4,85 г/см$^3$ для карбида титана, 3,94 г/см$^3$ для оксида алюминия. Указанные значения плотностей компонентов были предварительно установлены методом гелиевой пикнометрии на анализаторе AccuPyc II 1340 (Micromeritics, Норкросс, США, рисунок 2.13). Перед измерением образцы предварительно просушивались при температуре, соответствующей их полной дегидратации, после чего помещались в измерительную камеру, заполненную гелием. С целью удаления поверхностных загрязнений образцы продувались гелием – количество продувок составляло до 20 циклов. После завершения продувки проводился непосредственный анализ: молекулы газа проникали в мельчайшие поры материала, вследствие чего образец вытеснял объём газа, соответствующий исключительно объёму истинной твёрдой фазы. На основании предварительно введённой массы образца прибор автоматически вычислял его плотность. Применение гелиевой пикнометрии обеспечивало высокую точность и воспроизводимость результатов при относительно короткой продолжительности анализа [95].




Рисунок 2.13 – Пикнометр AccuPyc II 1340

Предел прочности на изгиб определяли в соответствии со стандартом [96], используя скорость перемещения 0,5 мм/мин на универсальной испытательной машине ElectroPuls E10000 (Instron, Великобритания, рисунок 2.14) путем испытаний на изгиб в трех точках с шагом 20 мм. Образцами для испытаний были прутки сечением 2,0 × 1,5 мм и длиной 25 мм.



Рисунок 2.14 – Испытательная машина ElectroPuls E10000

Трибологические характеристики определяли путем проведения испытаний на трибометре Ducom POD 4.0 (Ducom Instruments, Индия, рисунок 2.15) в соответствии с требованиями ASTM G99 [97], по схеме «шар – диск». Линейная скорость и путь трения составляли 0,1 м/с и 1 км, соответственно. В качестве контртела использовали шарик из нитрида кремния ($Si_3N_4$) диаметром 6 мм. Приложенная нагрузка ($F_N$) составляла 10 Н. Перед каждым испытанием на износ образцы промывали этанолом в ультразвуковом очистителе в течении 15 мин и

сушили сжатым воздухом. Испытания проводились в сухих условиях при температуре 23°C.

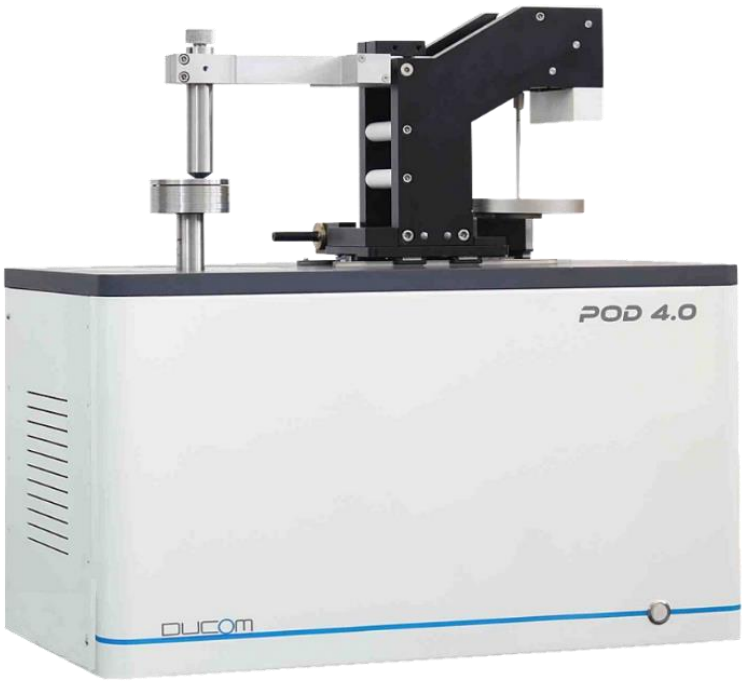



Рисунок 2.15 – Трибометр Ducom POD 4.0

## 2.5 Разработка требований к геометрическим характеристикам СМП

Сменные многогранные пластины (СМП) широко применяются в современном металлообрабатывающем производстве благодаря ряду существенных эксплуатационных преимуществ: простоте и быстроте замены, надёжности механического крепления, высокой износостойкости и экономической эффективности по сравнению с цельным или напайным инструментом. Применение СМП позволяет сократить время простоев оборудования при смене инструмента и обеспечивает стабильность технологического процесса при серийном производстве деталей ответственного назначения.

Разработка конструкции СМП из режущей керамики для чистового точения закалённых сталей (в том числе деталей машиностроительной и авиационной промышленности) регламентируется следующими нормативными документами: ГОСТ 19042-80, ГОСТ 25003-81 [98, 99].

Форма пластины (квадрат, ромб, треугольник и т.д.) зависит от различных соображений, лежащих в основе концепции ее конструкции, которая обеспечивает компромисс между различными факторами, такими как требования к процессу обработки, обеспечение оптимальной геометрии резания, максимальное количество сменных режущих кромок. Основными параметрами, которые следует учитывать при выборе формы и размеров СМП являются следующие: форма и способ крепления, прочность и твёрдость обрабатываемого материала, а также тип обработки.

Конструкция узла крепления СМП играет важную роль в работоспособности резцов и точности установки СМП в корпусе резца. В соответствии с международной системой стандартов используются четыре типа крепления СМП в державках: прихватом сверху, прихватом штифтом, прихватом винтом и комбинированным прихватом штифтом и винтом. Для СМП из режущей керамики часто применяется тип крепления прихватом сверху в связи с тем, что в керамических изделиях сложно и экономически не целесообразно изготавливать точное отверстие в них. Поэтому СМП из режущей керамики часто изготавливают без отверстия.

На рисунке 2.16 представлены определяющие геометрические параметры СМП.

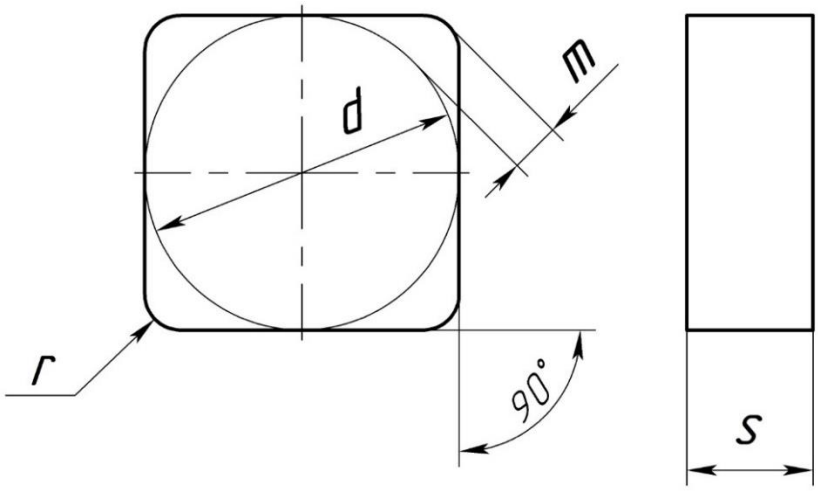



Рисунок 2.16 – Стандартные размеры СМП квадратной формы: «*d*» – диаметр вписанной окружности, «*r*» – радиус при вершине, «*s*» – толщина пластины и «*m*» – расстояние от вершины до вписанной окружности по диагонали

При обработке прочных и твёрдых материалов следует выбирать те размеры СМП, которые обеспечивали бы ее надежную работу. Рациональные размеры для вписанной в СМП окружности и толщины пластины находятся в интервале от 9,52 до 12,7 мм и от 3,18 до 4,76 мм, соответственно.

Кроме того, тип обработки, для которой будет применяться СМП тоже носит большой вклад в выборе ее формы и размеров. Например, для черновой обработки используют изделия с большим радиусом и нормальным классом точности, а для чистовой обработки обычно наоборот. Режущая керамика чаще всего используется для чистовой обработки твердых и труднообрабатываемых материалов, а размер радиуса при вершине пластины для чистовой обработки колеблется в пределах от 0,4 до 0,8 мм.

Пластины, разработанные в настоящем проекте, предполагается использовать для чистового точения закаленных сталей, предназначенных для деталей машиностроительной и авиационной промышленности. Для данного применения были выбраны СМП SNGN120408 T02020.

## 2.6 Технологический процесс производства СМП

Основные процессы технологического производства изготовления режущих пластин можно разделить на 2 этапа. Первый этап, описанный ранее, содержит процессы изготовления дисковых заготовок керамики диаметром 40 ± 0,5 мм и толщиной 6 ± 0,25 мм с использованием технологии искрового плазменного спекания. Второй этап представляет процессы изготовления сменных многогранных пластин со шлифованными поверхностями, имеющими диаметр вписанной окружности 12,7 ± 0,025 мм и толщину 4,76 ± 0,025 мм с использованием технологии алмазного шлифования.

Процесс изготовления сменных многогранных пластин методами проволочно-вырезной электроэрозионной и финишной абразивной обработок состоит из четырех этапов:

1) Черновое шлифование торцевых поверхностей дисковых заготовок.
2) Электроэрозионная обработка дисковых заготовок.
3) Шлифование образцов режущих керамических пластин.
4) Постобработка режущих пластин.

### 2.6.1 Шлифование торцевых поверхностей дисковых заготовок

Данный этап обеспечивает обработку опорных поверхностей и осуществляется с помощью плоскошлифовального станка ОШ-550 исп.31 (Красный борец, Беларусь), представленного на рисунке 2.17.

Дисковая заготовка для СМП подвергалась черновому шлифованию до достижения плоскопараллельности и размера толщины 4,76 ± 0,025. Затем линейные размеры отшлифованной заготовки контролировались с помощью цифрового штангенциркуля [100].



Рисунок 2.17 – Плоскошлифовальный станок ОШ-550 исп.31

### 2.6.2 Электроэрозионная обработка дисковых заготовок

Данный этап был реализован на электроэрозионном станке модели АРТА-123 (Дельта-Тест, Россия, рисунок 2.18). Диэлектрической средой служила деионизированная вода с электропроводностью 0,1 мкСм/см, а электродом для электроэрозионной обработки – коммерческая латунная проволока SuperBrass (НПК, Нижний Новгород, Россия) диаметром 0,25 мм.




Рисунок 2.18 – Станок электроэрозионной обработки АРТА 123

### 2.6.3 Шлифование образцов СМП

Черновое шлифование боковых поверхностей заготовок режущих пластин выполнялось на универсальном заточном станке модели ВЗ-818Е (ОАО завод «ВИЗАС», Россия, рисунок 2.19).




Рисунок 2.19 – Станок ВЗ-818Е

Установка и базирование пластин выполнялась с использованием кассетных приспособлений. Для шлифования боковых поверхностей в приспособление одновременно устанавливались две пластины. Для чернового шлифования использовался алмазный круг чашечной конической формы 12А2-45° размером 150×10×5×32 на синтетической связке В2-01, с алмазным порошком марки АС6, концентрацией алмазов 100% и зернистостью 80/63.

Чистовое шлифование боковых поверхностей режущих пластин, радиусов при вершинах и упрочняющей фаски проводилось с использованием станка 400 combi (Agathon, Швейцария, рисунок 2.20).

Режущие пластины закреплялись в специальных зажимных призмах. На панели управления устанавливались параметры обработки и количество граней пластины. Шлифование осуществлялось алмазными кругами формы 6А2М 350×8×6×90×260 В2-01 100% АС6 40/28. Величина припуска при чистовом шлифовании составляла 0,2 мм на каждой шлифуемой поверхности.

В процессе шлифования опорных и боковых поверхностей, после чернового шлифования и после чистового шлифования, предусмотрены два вспомогательных

контрольных этапа. Контроль линейных размеров выполнялся с использованием микрометра модели МК25 (0,01) по ГОСТ 6507-90 [101]. Радиусы при вершинах и величина сколов на пересечении опорной и боковых поверхностей контролировались с помощью оптического микроскопа SteREO Discovery V12 (ZEISS, Германия, рисунок 2.21). Углы в плане на шлифованных пластинах определяли с использованием угломера с нониусом типа 2 по ГОСТ 5378-88 [102].




Рисунок 2.20 – Станок 400 combi



Рисунок 2.21 – Оптический микроскоп ZEISS SteREO Discovery V12

Режущие пластины после их изготовления очищались от остатков охлаждающей жидкости путём промывки в ультразвуковой ванне УЗВ-4 (Сапфир, Россия, рисунок 2.22) при температуре 50°С в течение 30 минут.




Рисунок 2.22 – Ультразвуковая ванна УЗВ-4

# ГЛАВА 3. ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРАБАТЫВАЕМОГО КЕРАМИЧЕСКОГО ИНСТРУМЕНТА

## 3.1 Исследование состава режущей керамики

На основе приведенного в разделе 2.1 метода определения соотношения компонентов керамического композита проводили исследование с целью выявления керамического состава для режущего инструмента.

Результаты определения физико-механических свойств разрабатываемой керамики были обработаны в программе «Minitab», представляющей собой программное обеспечение для статистического анализа, в том числе для определения различных регрессионных моделей и определения наиболее подходящей модели для прогнозирования заданных свойств.

Для выбора подходящей модели описания физико-механических свойств анализировали следующие регрессионные модели: линейную, квадратичную и специальную кубическую.

Программное обеспечение «Minitab» позволяет получить коэффициенты компонентов модели, по которым далее можно составить уравнение модели, а также коэффициенты детерминации ($R^2$) и прогнозируемый коэффициент детерминации ($R^2_{пр.}$). Коэффициент детерминации – это ключевая статистическая метрика, используемая для оценки качества регрессионной модели. Он показывает, насколько хорошо модель объясняет изменчивость зависимой переменной.

При $R^2 = 1$ (или 100%) можно сделать вывод, что модель идеальная. Все точки данных лежат точно на линии/поверхности регрессии.

При $R^2 = 0$ модель не объясняет ничего. Это означает, что предсказания модели не лучше, чем простое использование среднего значения зависимой переменной.

При $0 < R^2 < 1$ модель объясняет часть дисперсии. Например, $R^2 = 0{,}8$ означает, что 80% изменчивости зависимой переменной объясняется моделью, а остальные 20% обусловлены неучтёнными факторами или случайной ошибкой.

В контексте планирования экспериментов, например, для керамических смесей, высокий $R^2$ (выше значений от 0,8 до 0,9) обычно указывает на то, что выбранная модель хорошо описывает экспериментальные данные.

На рисунке 3.1 представлены результаты измерений твердости спеченных образцов. В таблице 3.1 представлены коэффициенты компонентов смеси, а также коэффициенты детерминации.

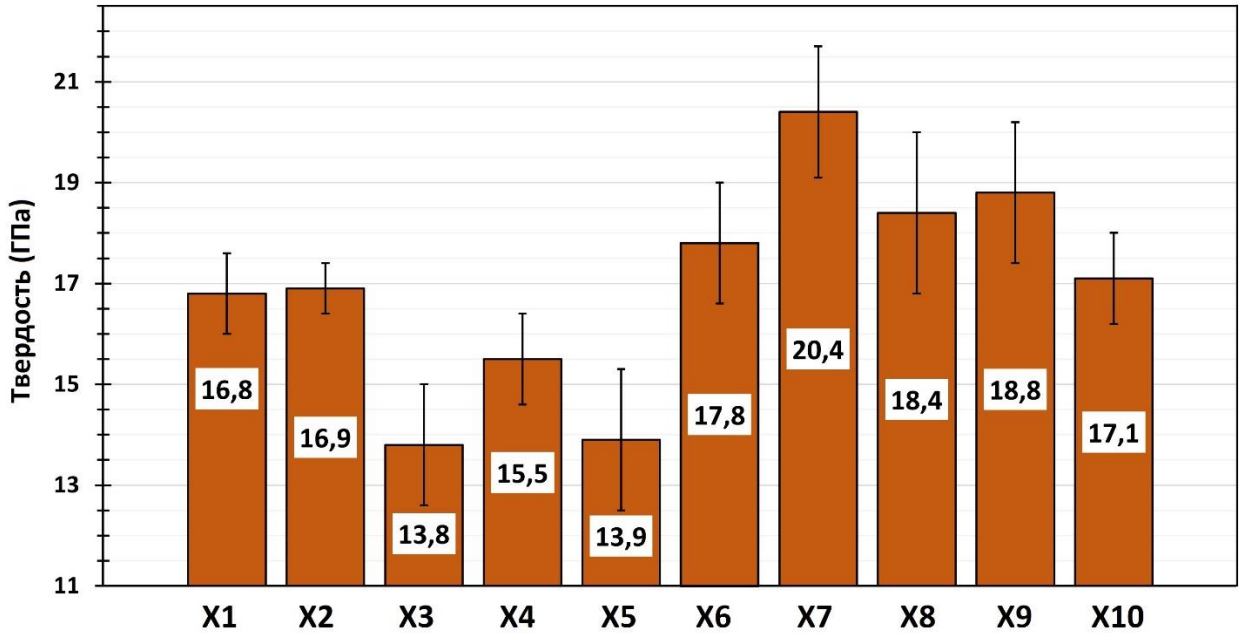



Рисунок 3.1 – Диаграммы твердости композитов X1-X10

По полученным данным можно сделать вывод о том, что наиболее подходящей моделью для описания твердости ($H_V$) композитов является специальная кубическая модель (3.1):

$$H_V = 16{,}54\times TiB_2+14{,}2\times TiC+13{,}72\times Al_2O_3+8{,}92\times TiB_2\times Al_2O_3+ \\ +6{,}81\times TiB_2\times TiC+6{,}78\times TiC\times Al_2O_3+81\times TiB_2\times TiC\times Al_2O_3\ , \qquad (3.1)$$

где количественное значение компонентов рассчитывается как: $TiB_2$ [мол. %] / 100, TiC [мол. %] /100 и т.д.

На рисунке 3.2 представлен график нормального распределения данных по твердости, из которого видно, что данные не выбиваются из общего распределения.

Таблица 3.1 – Коэффициенты компонентов моделей твердости

| Компонент | Коэффициент | | |
|---|---|---|---|
| | Линейная модель | Квадратичная модель | Специальная кубическая модель |
| $TiB_2$ | 18,75 | 16,37 | 16,54 |
| TiC | 16,17 | 14,03 | 14,2 |
| $Al_2O_3$ | 15,92 | 13,55 | 13,72 |
| $TiB_2 \times Al_2O_3$ | - | 13,92 | 8,92 |
| $TiB_2 \times TiC$ | - | 11,81 | 6,81 |
| $TiC \times Al_2O_3$ | - | 11,78 | 6,78 |
| $TiB_2 \times TiC \times Al_2O_3$ | - | - | 81 |
| Коэффициент детерминации | | | |
| $R^2$ | 15,09 | 63,64 | 76,74 |
| $R^2_{пр.}$ | 0 | 45,27 | 62,51 |

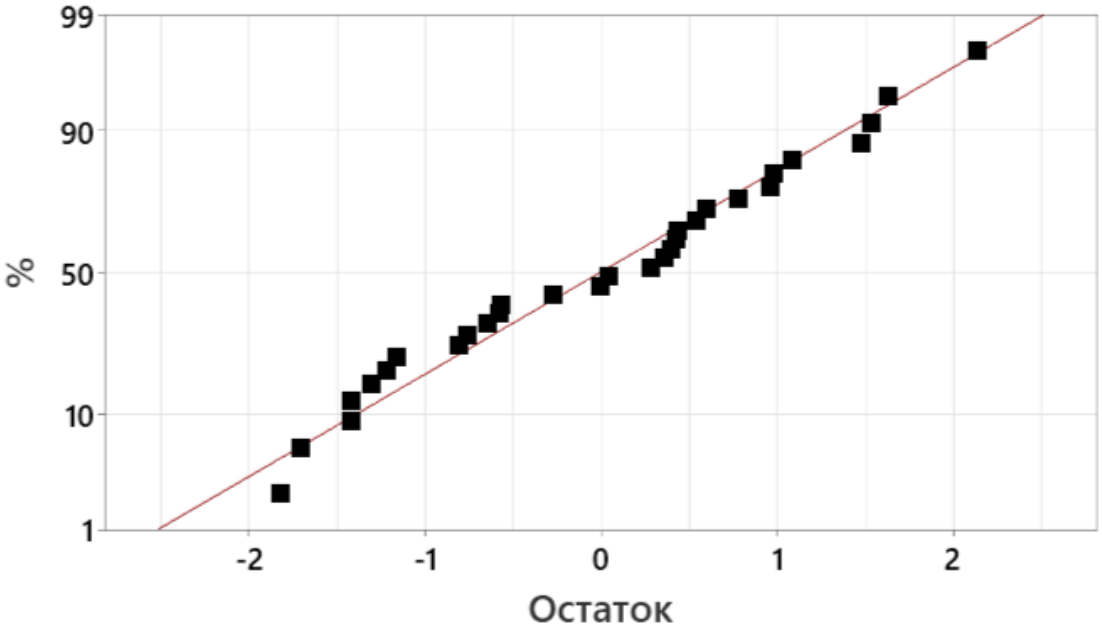



Рисунок 3.2 – График нормального распределения данных по твердости

По полученной специальной кубической модели, описывающей поведение твердости полученных композитов, в программе «Minitab» была построена

контурная диаграмма (рисунок 3.3) в симплексе $TiB_2$-TiC-$Al_2O_3$ для наглядного представления полученных результатов.

Из диаграммы видно, что зона наибольшей твердости (>19,5 ГПа) определяется примерно равным соотношением компонентов смеси с преимуществом диборида титана.

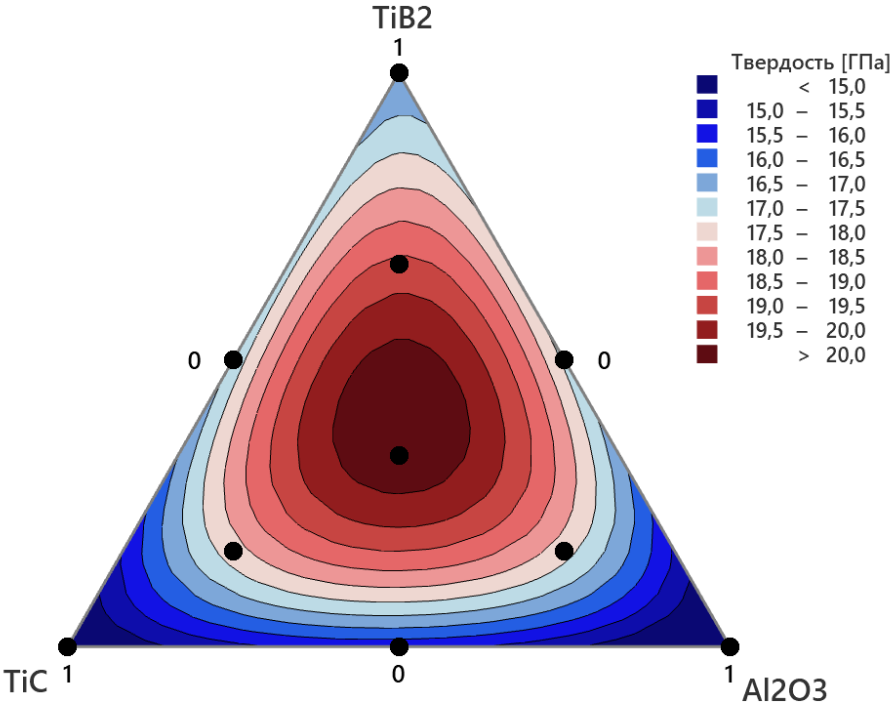



Рисунок 3.3 – Контурная диаграмма твердости полученных композитов

На рисунке 3.4 представлены результаты измерений трещиностойкости спеченных образцов. В таблице 3.2 представлены коэффициенты компонентов смеси, а также коэффициенты детерминации.

По полученным данным можно сделать вывод о том, что наиболее подходящей моделью для описания трещиностойкости композитов ($K_{1C}$) является специальная кубическая модель (3.2):

$$K_{1C} = 7{,}45\times TiB_2+5{,}59\times TiC+5{,}52\times Al_2O_3+3{,}27\times TiB_2\times Al_2O_3 - \\ -2{,}99\times TiB_2\times TiC+5{,}29\times TiC\times Al_2O_3+36{,}1\times TiB_2\times TiC\times Al_2O_3, \quad (3.2)$$

где количественное значение компонентов рассчитывается как: $TiB_2$ [мол. %] / 100, TiC [мол. %] /100 и т.д.

На рисунке 3.5 представлен график нормального распределения данных по трещиностойкости, из которого видно, что данные не выбиваются из общего распределения.

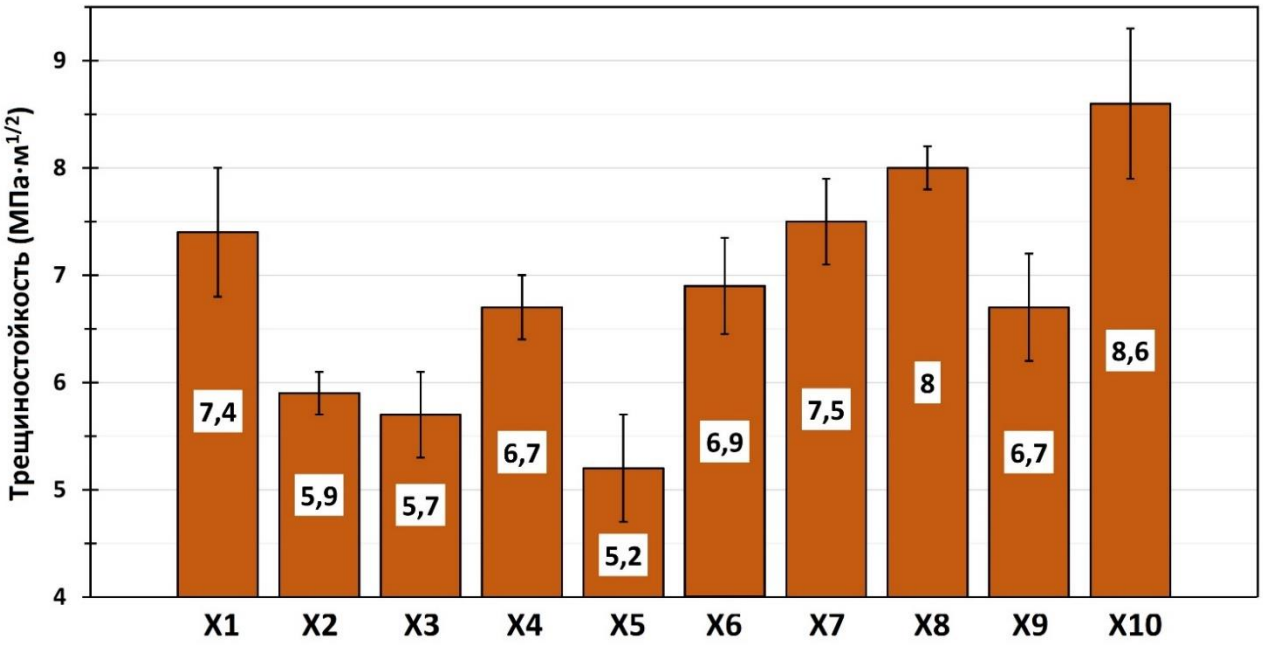



Рисунок 3.4 – Диаграммы трещиностойкости композитов X1-X10

Таблица 3.2 – Коэффициенты компонентов моделей трещиностойкости

| Компонент | Коэффициент | | |
|---|---|---|---|
| | Линейная модель | Квадратичная модель | Специальная кубическая модель |
| $TiB_2$ | 7,74 | 7,3 | 7,45 |
| TiC | 6,11 | 5,44 | 5,59 |
| $Al_2O_3$ | 6,73 | 5,45 | 5,52 |
| $TiB_2 \times Al_2O_3$ | - | 5,5 | 3,27 |
| $TiB_2 \times TiC$ | - | - | -2,99 |
| $TiC \times Al_2O_3$ | - | 7,52 | 5,29 |
| $TiB_2 \times TiC \times Al_2O_3$ | - | - | 36,1 |
| Коэффициент детерминации | | | |
| $R^2$ | 17,7 | 55,6 | 66,83 |
| $R^2_{пр.}$ | 0 | 37,16 | 49,11 |

По полученной специальной кубической модели, описывающей поведение трещиностойкости полученных композитов, была построена контурная диаграмма

(рисунок 3.6) в симплексе для наглядного представления полученных результатов. Из диаграммы видно, что зона наибольшей трещиностойкости имеет смещение от центра в сторону диборида титана и оксида алюминия.

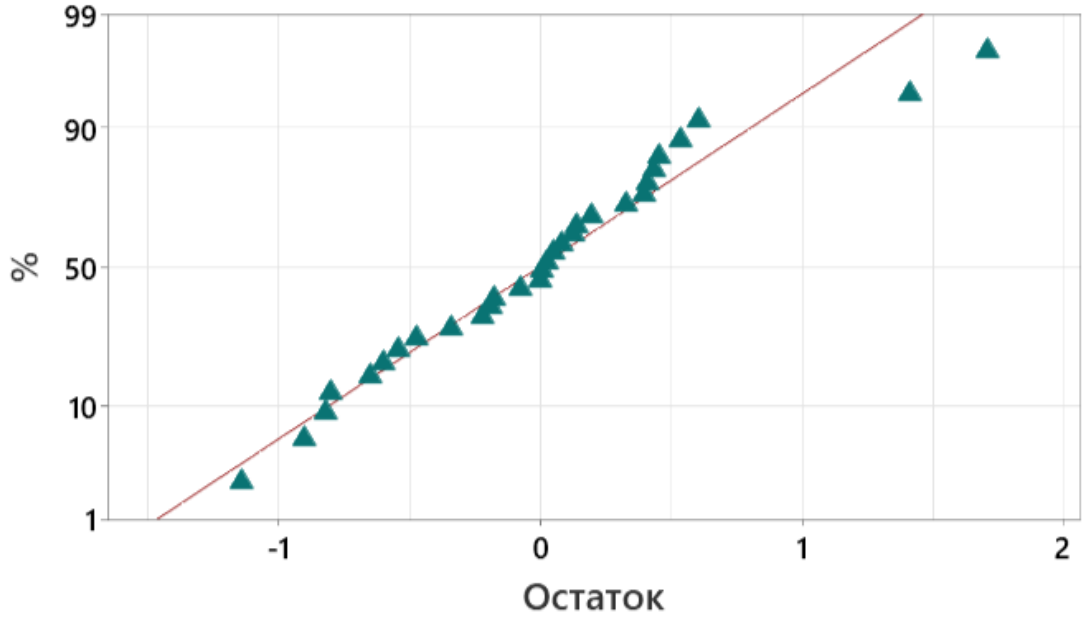



Рисунок 3.5 – График нормального распределения данных по трещиностойкости

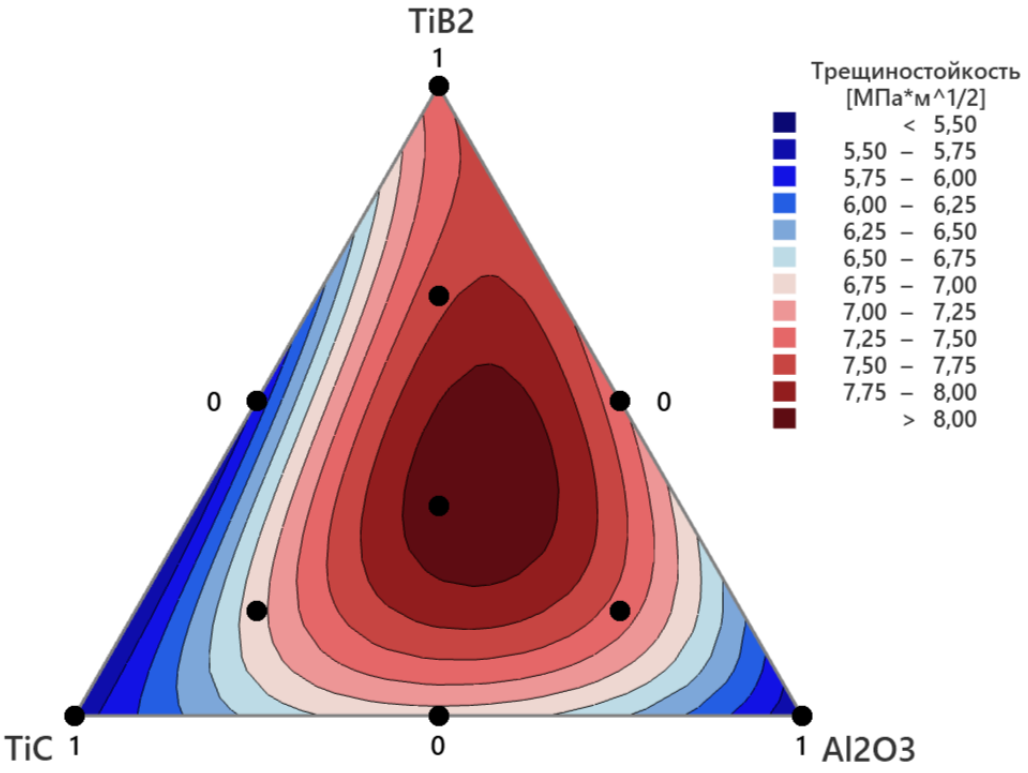



Рисунок 3.6 – Контурная диаграмма трещиностойкости полученных композитов

На рисунке 3.7 представлены результаты измерений относительной плотности спеченных образцов, а в таблице 3.3 – данные по коэффициентам компонентов смеси и коэффициенты детерминации полученных моделей.

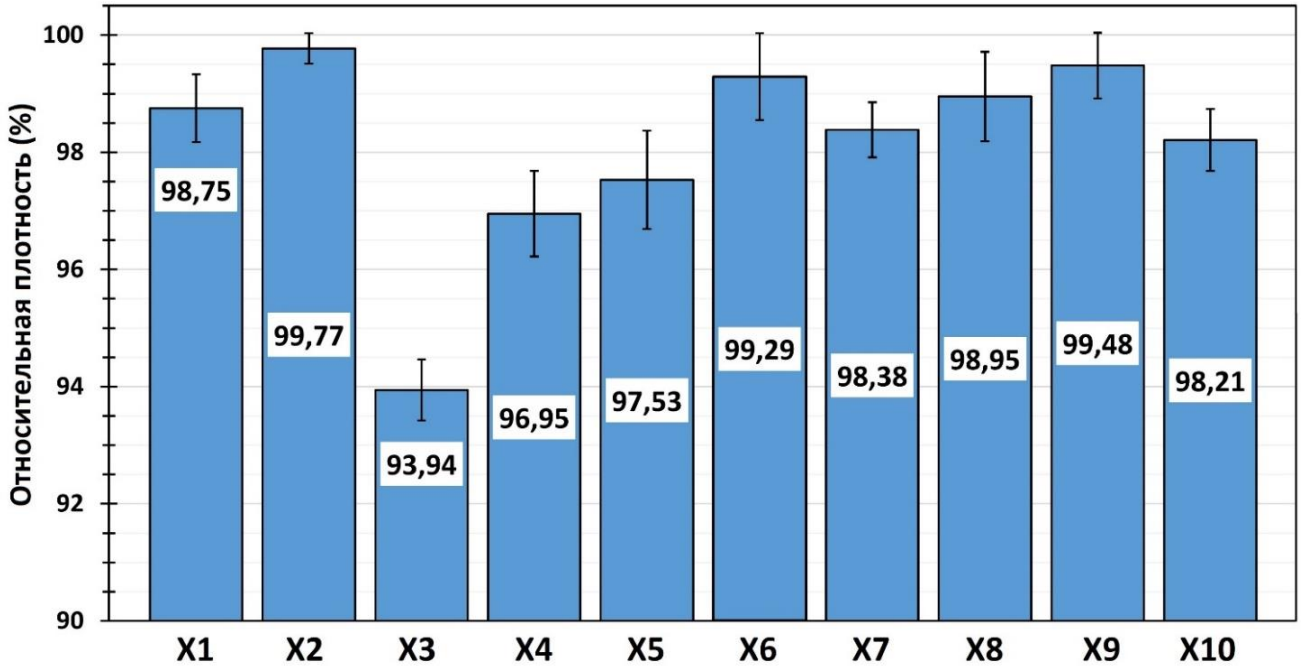



Рисунок 3.7 – Диаграммы относительной плотности композитов X1-X10

По полученным данным можно сделать вывод о том, что наиболее подходящей моделью для описания относительной плотности ($R_D$) композитов является квадратичная модель (3.3):

$$R_D = 98{,}82\times TiB_2+94{,}47\times TiC+97{,}76\times Al_2O_3+13{,}32\times TiB_2\times TiC+ \\ +4{,}83\times TiC\times Al_2O_3\ , \qquad (3.3)$$

где количественное значение компонентов рассчитывается как: $TiB_2$ [мол. %] / 100, TiC [мол. %] /100 и т.д.

На рисунке 3.8 представлен график нормального распределения данных по относительной плотности, из которого видно, что данные не выбиваются из общего распределения.

По полученной квадратичной модели, описывающей поведение относительной плотности полученных композитов, в программе «Minitab» была построена контурная диаграмма (рисунок 3.9) в симплексе $TiB_2$-TiC-$Al_2O_3$ для наглядного представления полученных результатов. Из диаграммы видно, что зона

наибольшей относительной плотности (>99%) определяется большим содержанием диборида титана с добавлением карбида титана.

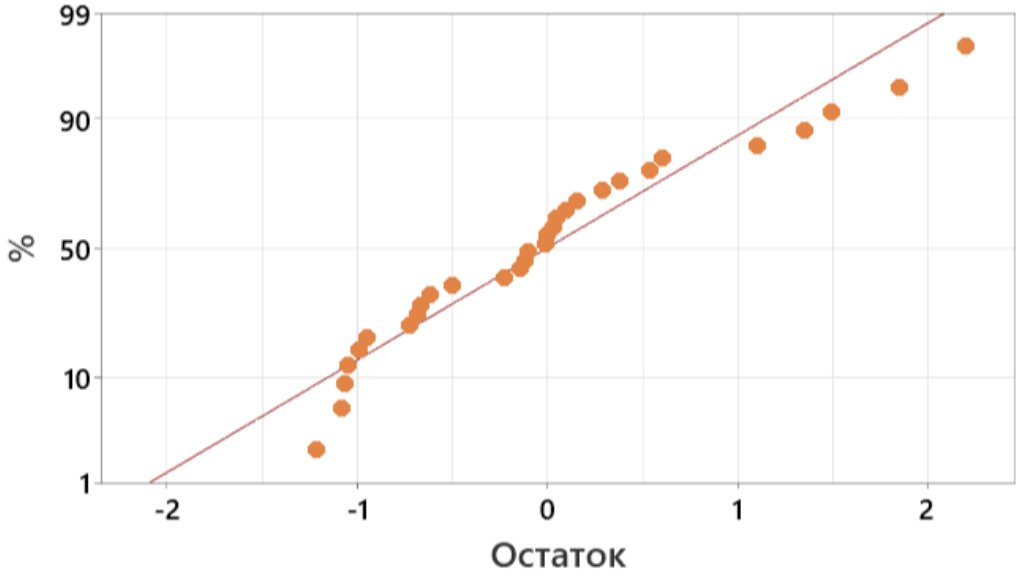



Рисунок 3.8 – График нормального распределения данных по относительной плотности

Таблица 3.3 – Коэффициенты компонентов моделей относительной плотности

| Компонент | Коэффициент | | |
|---|---|---|---|
| | Линейная модель | Квадратичная модель | Специальная кубическая модель |
| $TiB_2$ | 100,06 | 98,82 | 98,49 |
| TiC | 96,25 | 94,47 | 94,48 |
| $Al_2O_3$ | 98,06 | 97,76 | 97,43 |
| $TiB_2 \times Al_2O_3$ | - | - | 3,88 |
| $TiB_2 \times TiC$ | - | 13,32 | 14,23 |
| $TiC \times Al_2O_3$ | - | 4,83 | 5,74 |
| $TiB_2 \times TiC \times Al_2O_3$ | - | - | -14,4 |
| Коэффициент детерминации | | | |
| $R^2$ | 37,78 | 72,95 | 60,38 |
| $R^2_{пр.}$ | 18,52 | 63,86 | 31,25 |

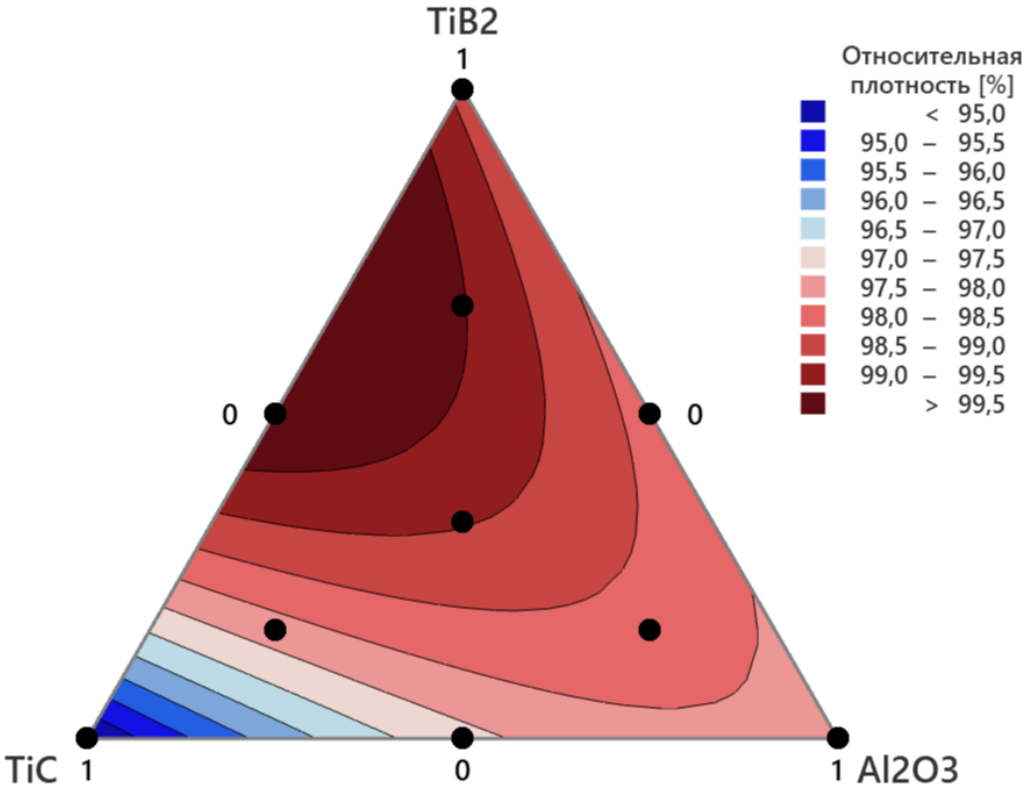



Рисунок 3.9 – Контурная диаграмма относительной плотности полученных композитов

На рисунке 3.10 представлены результаты измерений предела прочности на изгиб спеченных образцов, а в таблице 3.4 – данные по коэффициентам компонентов смеси и коэффициенты детерминации полученных моделей.

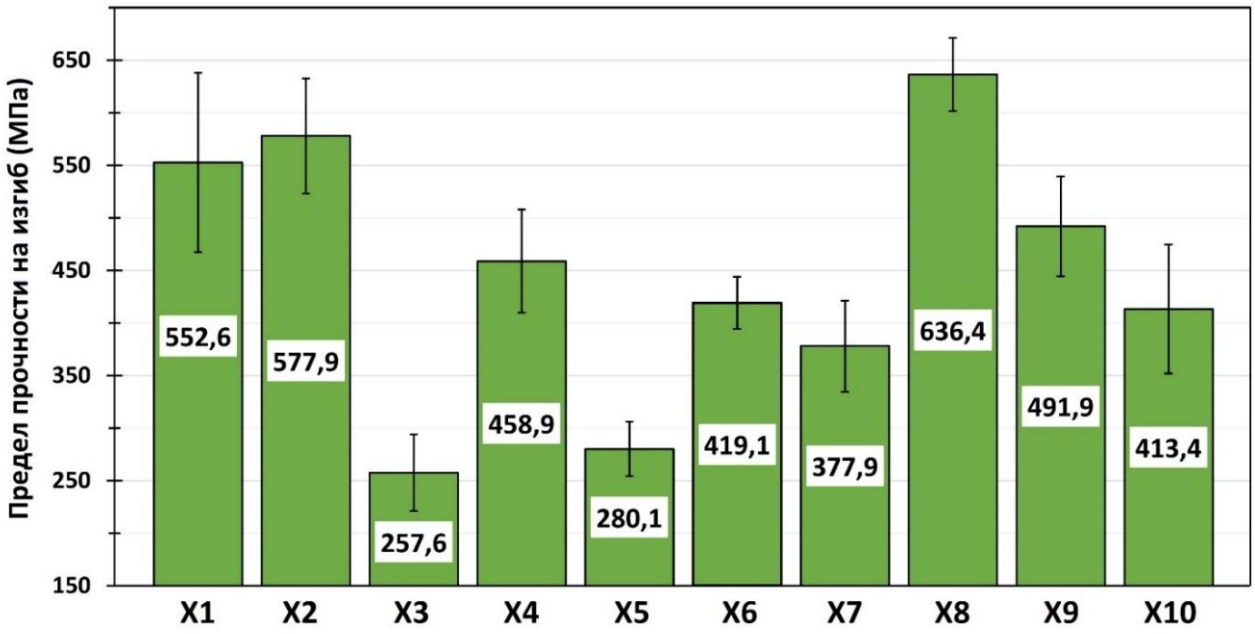



Рисунок 3.10 – Диаграммы прочности на изгиб композитов X1-X10

Таблица 3.4 – Коэффициенты компонентов моделей предела прочности на изгиб

| Компонент | Коэффициент | | |
|---|---|---|---|
| | Линейная модель | Квадратичная модель | Специальная кубическая модель |
| $TiB_2$ | 622,30 | 571,00 | 580,00 |
| TiC | 390,80 | 270,30 | 264,10 |
| $Al_2O_3$ | 326,70 | 273,30 | 282,30 |
| $TiB_2 \times Al_2O_3$ | - | - | - |
| $TiB_2 \times TiC$ | - | 605 | 742,00 |
| $TiC \times Al_2O_3$ | - | 623 | 760,00 |
| $TiB_2 \times TiC \times Al_2O_3$ | - | - | -2226,00 |
| Коэффициент детерминации | | | |
| $R^2$ | 47,42 | 72,23 | 76,01 |
| $R^2_{пр.}$ | 32,72 | 63,28 | 63,74 |

По полученным данным можно сделать вывод о том, что наиболее подходящей моделью для описания предела прочности на изгиб ($\sigma$) композитов является специальная кубическая модель (3.4):

$$\sigma = 580 \times TiB_2 + 264{,}1 \times TiC + 282{,}3 \times Al_2O_3 + 742 \times TiB_2 \times TiC + \\ + 760 \times TiC \times Al_2O_3 - 2226 \times TiB_2 \times TiC \times Al_2O_3, \quad (3.4)$$

где количественное значение компонентов рассчитывается как: $TiB_2$ [мол. %] / 100, TiC [мол. %] /100 и т.д.

По полученной специальной кубической модели, описывающей поведение предела прочности на изгиб полученных композитов, была построена контурная диаграмма (рисунок 3.11) в симплексе $TiB_2$-TiC-$Al_2O_3$ для наглядного представления полученных результатов. Из диаграммы видно, что зона наибольших значений предела прочности на изгиб (>500 МПа) находится в районе наибольшего содержания диборида титана.

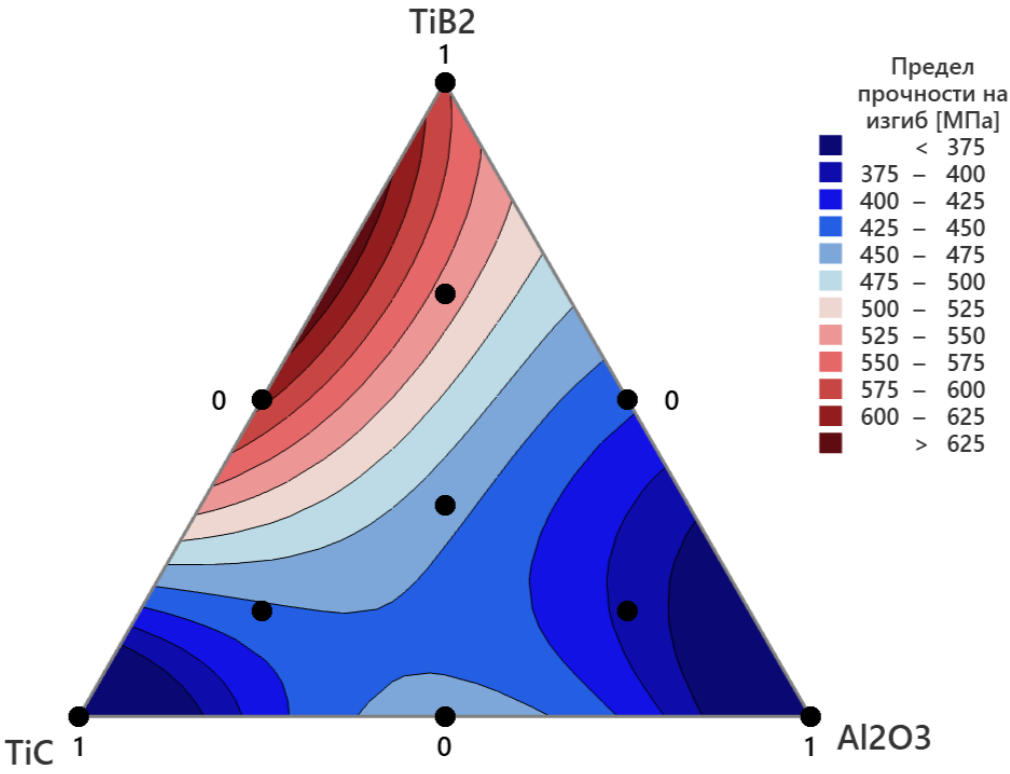



Рисунок 3.11 – Контурная диаграмма предела прочности на изгиб полученных композитов

На рисунке 3.12 представлен график нормального распределения данных по пределу прочности на изгиб, из которого видно, что практически все данные не выбиваются из общего распределения.

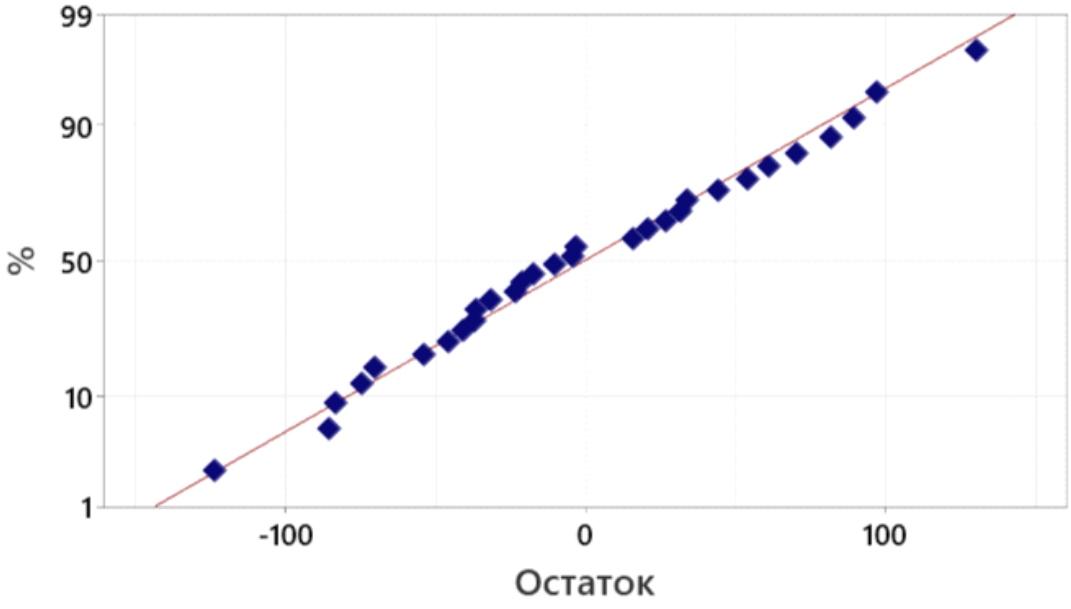



Рисунок 3.12 – График нормального распределения данных по пределу прочности на изгиб

Далее проводилось исследование трибологических характеристик десяти полученных композитов. Результаты испытаний представлены на рисунке 3.13 в виде графиков зависимостей коэффициента трения от расстояния и также в таблице 3.5, а в таблице 3.6 – данные по коэффициентам компонентов смеси и коэффициенты детерминации полученных моделей.

Таблица 3.5 – Результаты трибологических испытаний

| Материал | X1 | X2 | X3 | X4 | X5 | X6 | X7 | X8 | X9 | X10 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Коэффициент трения | 0,61± 0,03 | 0,65± 0,02 | 0,74± 0,03 | 0,74± 0,02 | 0,76± 0,02 | 0,69± 0,03 | 0,63± 0,02 | 0,52± 0,03 | 0,67± 0,02 | 0,67± 0,02 |

Таблица 3.6 – Коэффициенты компонентов моделей коэффициента трения

| Компонент | Коэффициент | | |
|---|---|---|---|
| | Линейная модель | Квадратичная модель | Специальная кубическая модель |
| $TiB_2$ | 0,5569 | 0,5569 | 0,5813 |
| TiC | 0,7102 | 0,7102 | 0,7347 |
| $Al_2O_3$ | 0,7369 | 0,7369 | 0,7613 |
| $TiB_2 \times Al_2O_3$ | - | - | - |
| $TiB_2 \times TiC$ | - | - | - |
| $TiC \times Al_2O_3$ | - | - | - |
| $TiB_2 \times TiC \times Al_2O_3$ | - | - | -2,64 |
| Коэффициент детерминации | | | |
| $R^2$ | 61,07 | 61,07 | 84,27 |
| $R^2_{пр.}$ | 9,22 | 9,22 | 50,85 |

По полученным данным можно сделать вывод о том, что наиболее подходящей моделью для описания коэффициента трения композитов ($\mu$) является специальная кубическая модель (3.5):

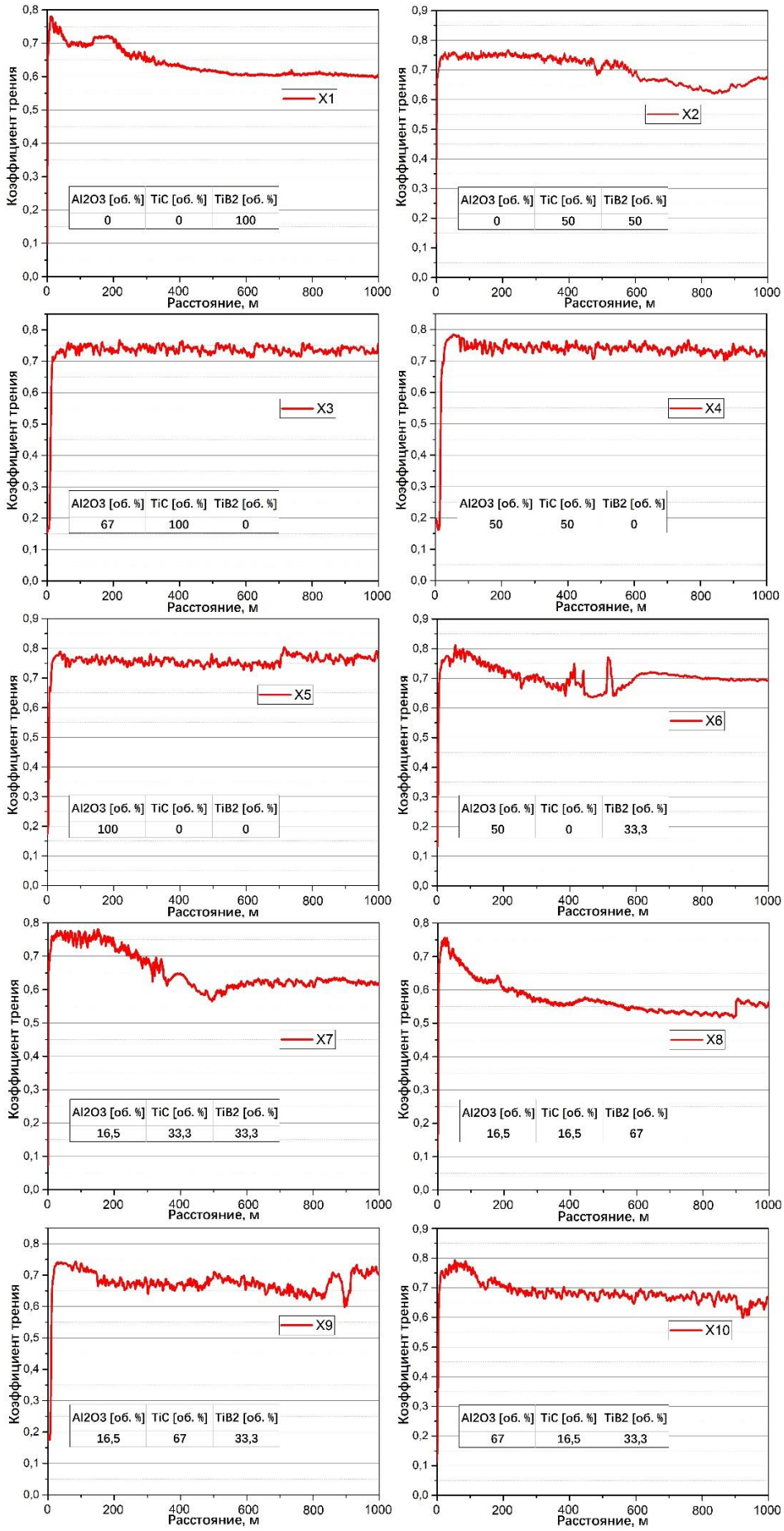



Рисунок 3.13 – Графики зависимости коэффициента трения от расстояния

$$\mu = 0{,}5813\times TiB_2+0{,}7347\times TiC+0{,}7613\times Al_2O_3 - \\ -2{,}64\times TiB_2\times TiC\times Al_2O_3, \quad (3.5)$$

где количественное значение компонентов рассчитывается как: $TiB_2$ [мол. %] / 100, TiC [мол. %] /100 и т.д.

На рисунке 3.14 представлен график нормального распределения данных по коэффициенту трения, из которого видно, что данные не выбиваются из общего распределения. На рисунке 3.15 показаны результаты трибологических испытаний в виде контурной диаграммы.

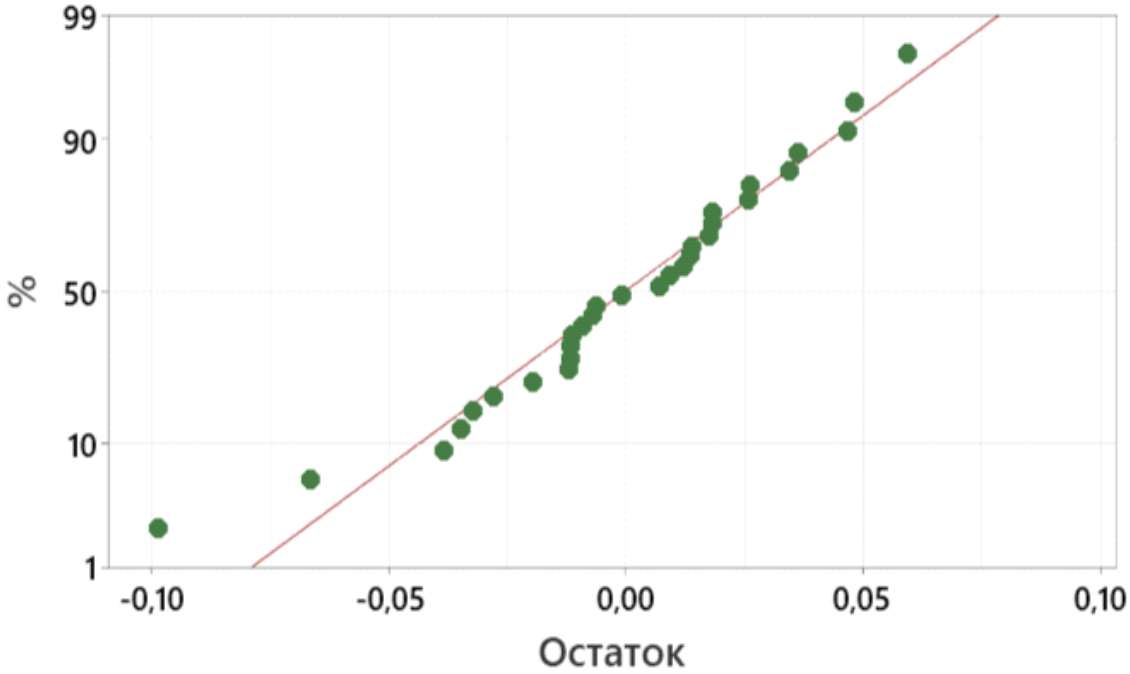



Рисунок 3.14 – График нормального распределения данных по коэффициенту трения

Далее, путем наложения объединили область симплекса, соответствующую значениям относительной плотности более 99%, предела прочности на изгиб более 500 МПа, твердости более 18 ГПа, трещиностойкости более 7 МПа·м$^{1/2}$, коэффициента трения менее 0,625. Таким образом, получили область симплекса (рисунок 3.16), характеризующую все исследуемые свойства композитов $TiB_2$-TiC-$Al_2O_3$.

Для проверки адекватности полученных результатов прогнозирования, по которым была установлена область рисунка 3.16, проводилось сравнение экспериментальных и прогнозируемых данных трех дополнительных точек

симплекс-решетки (11,12,13). Результаты сравнения представлены в таблице 3.7 (ПП – пределы прогнозирования, эксп. – экспериментальные результаты, прог. – прогнозируемые результаты). Как видно из таблицы 3.7 экспериментальные значения хорошо укладываются в прогнозируемые интервалы. Отсюда можно сделать вывод о том, что данные модели можно использовать для оценки физико-механических и трибологических свойств композитов.

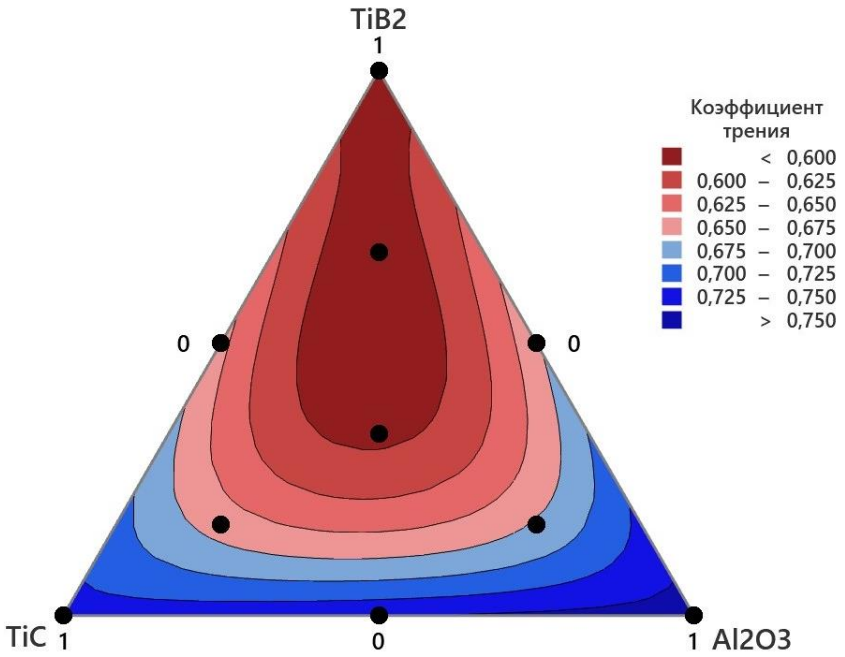



Рисунок 3.15 – Контурная диаграмма коэффициента трения

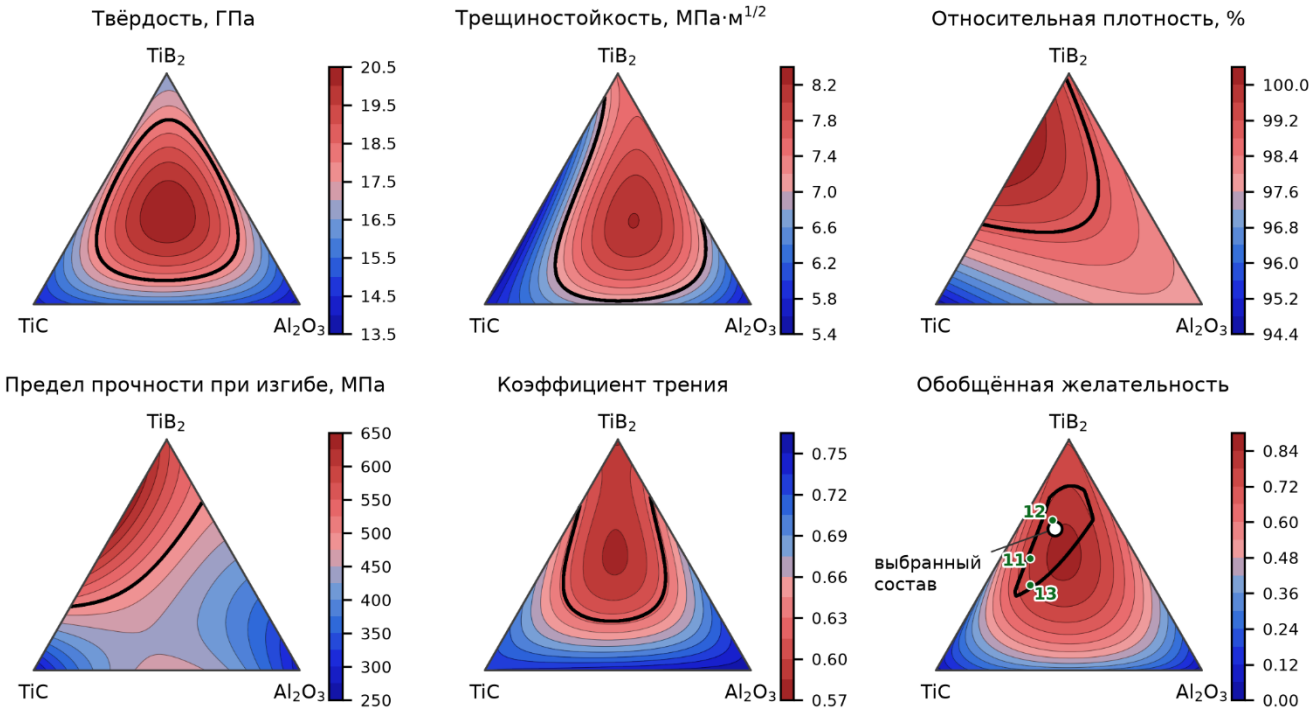



Рисунок 3.16 – Объединение области симплекса

Таблица 3.7 – Данные контрольных точек

| Точка | Относительная плотность (%) | | ПП | Предел прочности на изгиб (МПа) | | ПП |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | эксп. | прог. | | эксп. | прог. | |
| 11 | 99,57 | 99,77 | (99,053; 100,491) | 560 | 550,5 | (498,2; 602,7) |
| 12 | 99,49 | 99,85 | (99,221; 100,479) | 623 | 568,5 | (523,6; 613,5) |
| 13 | 98,77 | 99,30 | (98,661; 99,933) | 526 | 506,8 | (453,2; 560,3) |
| Точка | Твердость (ГПа) | | ПП | Трещиностойкость ($МПа \cdot м^{1/2}$) | | ПП |
| | эксп. | прог. | | эксп. | прог. | |
| 11 | 19,03 | 19,16 | (18,220; 20,108) | 6,91 | 7,1 | (6,549; 7,646) |
| 12 | 18,93 | 18,93 | (18,121; 19,741) | 7,38 | 7,33 | (6,858; 7,8) |
| 13 | 18,85 | 19,56 | (18,589; 20,530) | 6,76 | 7,4 | (6,838; 7,966) |
| Точка | Коэффициент трения | | ПП | | | |
| | эксп. | прог. | | | | |
| 11 | 0,612 | 0,611 | (0,606; 0,616) | | | |
| 12 | 0,606 | 0,605 | (0,600; 0,610) | | | |
| 13 | 0,627 | 0,625 | (0,620; 0,630) | | | |

Для улучшения полученных характеристик изготавливаемых композитов на основе проведенного в первой главе литературного обзора было определено количество упрочняющих добавок – никеля и молибдена как 10 масс. %.

При точении закалённой стали режущая кромка работает в условиях циклического силового и теплового нагружения. Преобладающей причиной потери работоспособности керамического инструмента является не истирание, а выкрашивание и микроскалывание кромки, то есть процесс, управляемый именно сопротивлением зарождению и развитию трещин. Поэтому в состав вводили металлическую связующую фазу, которая образует на границах зёрен тонкие пластичные прослойки, рассеивающие энергию вершины трещины за счёт пластического деформирования и отклоняющие её траекторию.

Суммарное содержание металлических добавок ограничено 10 масс. % из условия сохранения режущих свойств. Дальнейшее увеличение доли связки повышает трещиностойкость, но одновременно снижает твёрдость: металлическая фаза разупрочняется при температурах зоны резания раньше керамической, и инструмент теряет сопротивление пластическому деформированию кромки. При содержании связки ниже значений от 5 до 6 масс. % прослойка не образует непрерывной сетки по границам зёрен, и её тормозящее действие на трещину проявляется лишь локально. Соотношение добавок принято, как 6 масс. % никеля и 4 масс. % молибдена. Никель остаётся основой связки, а количество молибдена отвечает пределу его растворимости в никеле при температуре спекания – при большем содержании по границам зёрен выделяются хрупкие интерметаллидные фазы, что обесценивает выигрыш в трещиностойкости.

Для изготовления образцов СМП был использован композиционный состав, представленный в таблице 3.8, определенный с помощью ранее установленных математических моделей, как смесь с наилучшими физико-механическими свойствами.

Таблица 3.8 – Выбранный состав керамической композиции

| Содержание каждого компонента (мас. %) | | | | |
|---|---|---|---|---|
| $Al_2O_3$ | $TiB_2$ | TiC | Ni | Mo |
| 15,41 | 56,34 | 18,25 | 6 | 4 |

## 3.2 Исследование электроэрозионной обработки разработанной керамики

Для эффективной электроэрозионной обработки (ЭЭО) нового керамического композита проводили исследование влияния режимов обработки на выходные параметры процесса с целью определения рациональных параметров.

Неотъемлемым следствием ЭЭО является формирование на обработанной поверхности тонкого слоя повторно затвердевшего материала, известного как «белый слой». Он образуется в результате быстрого расплавления и последующей сверхбыстрой кристаллизации материала под действием разрядных импульсов и в оптическом микроскопе имеет характерный белый цвет вследствие устойчивости к травлению. Белый слой считается одним из наиболее существенных недостатков ЭЭО, поскольку индуцирует растягивающие остаточные напряжения в материале основы и создаёт предпосылки для возникновения трещин [103–105].

В исследовании Чжана и др. выявлено, что белый слой характеризуется значительным изменением механических свойств по сравнению с основным материалом: в исследовании высокоскоростной ЭЭО зафиксировано повышение твёрдости на 20,4% и снижение модуля Юнга на 16,5%. Усталостные трещины инициируются преимущественно из микротрещин, пор и включений внутри белого слоя, а также на границе его сопряжения с подложкой [106]. Помимо этого, белый слой нередко обогащён углеродом, поглощённым из диэлектрической жидкости на основе углеводородов, что способствует образованию остаточного аустенита и цементита и дополнительно снижает пластичность поверхностного слоя [107].

Шероховатость поверхности является одним из ключевых показателей качества при ЭЭО, поскольку напрямую влияет на триботехнические характеристики, усталостную прочность и точность сопряжений готовых деталей. В работах по данной тематике установлено, что шероховатость обработанной поверхности при ЭЭО керамики определяется главным образом длительностью импульса и величиной разрядного тока: с их ростом увеличивается объём выброшенного материала в каждом разряде, что приводит к формированию более

крупных кратеров и, как следствие, к увеличению шероховатости. В работе Селвараджана и др. по оптимизации режимов обработки $Si_3N_4$-TiN-керамических композитов методом Тагути удалось снизить шероховатость до Ra 1,2 мкм при одновременном повышении геометрической точности отверстий – отклонений от круглости и цилиндричности [108].

Скорость удаления материала является основным показателем производительности процесса ЭЭО и непосредственно определяет экономическую эффективность обработки. Ширина реза – ещё один критически важный параметр, определяющий геометрическую точность и материалоёмкость обработки. Неоправданно широкий пропил ведёт к увеличению потерь материала и снижению точности изготавливаемых деталей, что особенно критично при прецизионной обработке тонкостенных или миниатюрных элементов [109, 110].

Применение ортогональных матриц Тагути, метода серых реляционных оценок и других многокритериальных методов оптимизации позволяет одновременно минимизировать шероховатость и повреждения поверхностного слоя, максимизировать скорость съёма материала и обеспечить минимальную ширину реза [111, 112].

Метод Тагути – это статистический подход к оптимизации процессов и продуктов, разработанный японским инженером Генити Тагути, который позволяет эффективно оценивать влияние множества факторов на качество с минимальным числом экспериментов. Он широко применяется в обработке резанием для оптимизации режимов обработки по таким критериям, как силы резания, шероховатость обработанной поверхности или износ инструмента

В таблице 3.9 представлены уровни варьируемых факторов процесса ЭЭО. Нижние и верхние границы диапазонов варьирования параметров были установлены по результатам предварительного эксперимента с целью обеспечения стабильного протекания процесса и получения воспроизводимых результатов.

Планирование эксперимента осуществлялось с учётом числа уровней и степеней свободы для каждого исследуемого параметра. Для шести варьируемых факторов была построена ортогональная матрица Тагути L27 (таблица 3.10), в

которой каждый фактор принимал три уровня значений. Данный план позволяет оценить влияние каждого параметра на отклики при минимальном числе опытов. В качестве обрабатываемых деталей выступали керамические диски диаметром 20 мм и толщиной 2,2 мм. Электроэрозионная обработка выполнялась на длине реза 5 мм в каждом опыте. Для повышения достоверности результатов каждый эксперимент воспроизводился трижды. На рисунке 3.17 изображено начало ЭЭО керамического диска, закрепленного в оснастке.

Напряжение разряда ($U$), длительность импульса ($T_{on}$), частота импульсов ($f$), скорость перемотки проволоки ($q$), давление промывающей жидкости ($P$), натяжение проволоки ($n$) были выбраны в качестве факторов эксперимента. В качестве параметров отклика в настоящем исследовании рассматривались: толщина белого слоя ($T$), шероховатость поверхности ($Ra$), скорость удаления материала ($v$) и ширина реза ($t$).

Анализ толщины белого слоя проводился в соответствии с методологией, предложенной Бисарией [113].

Таблица 3.9 – Факторы процесса ЭЭО и их уровни

| Факторы | Обозначение | Уровни | | |
|---|---|---|---|---|
| напряжение разряда (В) | $U$ | 36 | 72 | 108 |
| длительность импульса (мкс) | $T_{on}$ | 0,5 | 1,5 | 2,5 |
| частота импульсов (кГц) | $f$ | 10 | 55 | 100 |
| скорость перемотки проволоки (м/мин) | $q$ | 4 | 8 | 12 |
| давление промывающей жидкости (МПа) | $P$ | 0,2 | 0,3 | 0,4 |
| натяжение проволоки (кг) | $n$ | 0,1 | 0,5 | 0,9 |

Микроструктурные изображения поперечного сечения обработанных образцов получали с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) VEGA 3LMH (TESCAN, Чешская республика, рисунок 3.18).



Рисунок 3.17 – Процесс ЭЭО керамического диска

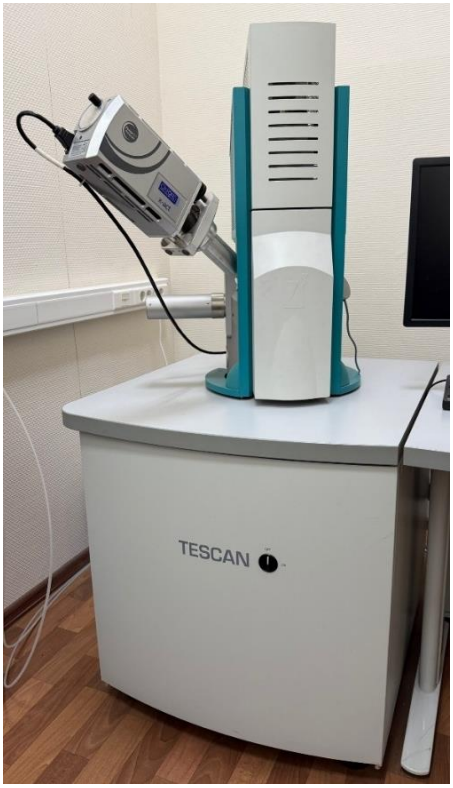



Рисунок 3.18 – Сканирующий электронный микроскоп

Шероховатость поверхности полученных резов после ЭЭО измеряли с помощью профилометра Mitutoyo SJ-210 (рисунок 3.19). Для этого сперва отделяли полученные пропилы от диска, затем придавали полученным фрагментам

плоскопараллельное положение: образец помещали на пластилин, а затем на предметное стекло измеряемой поверхностью вверх и с помощью ручного пресса придавали требуемое положение (рисунок 3.20).




Рисунок 3.19 – Процесс измерения шероховатости



Рисунок 3.20 – Процесс прессования образцов

Полученные изображения импортировались в программное обеспечение JMicroVision, с помощью которого определялись площадь и линейные размеры белого слоя (рисунок 3.21). На основе измеренных значений толщина белого слоя

рассчитывалась по следующему уравнению (3.6):

$$T = \frac{S_{БС}}{L_{БС}}, \tag{3.6}$$

где $S_{БС}$ – площадь белого слоя (мкм$^2$);

$L_{БС}$ – длина белого слоя (мкм).

Скорость удаления материала рассчитывали по формуле (3.7):

$$v = \frac{S_p \times b}{\tau}, \tag{3.7}$$

где $S_p$ – площадь реза (мм$^2$);

$b$ – толщина обрабатываемой заготовки (мм);

$\tau$ – время обработки (сек).

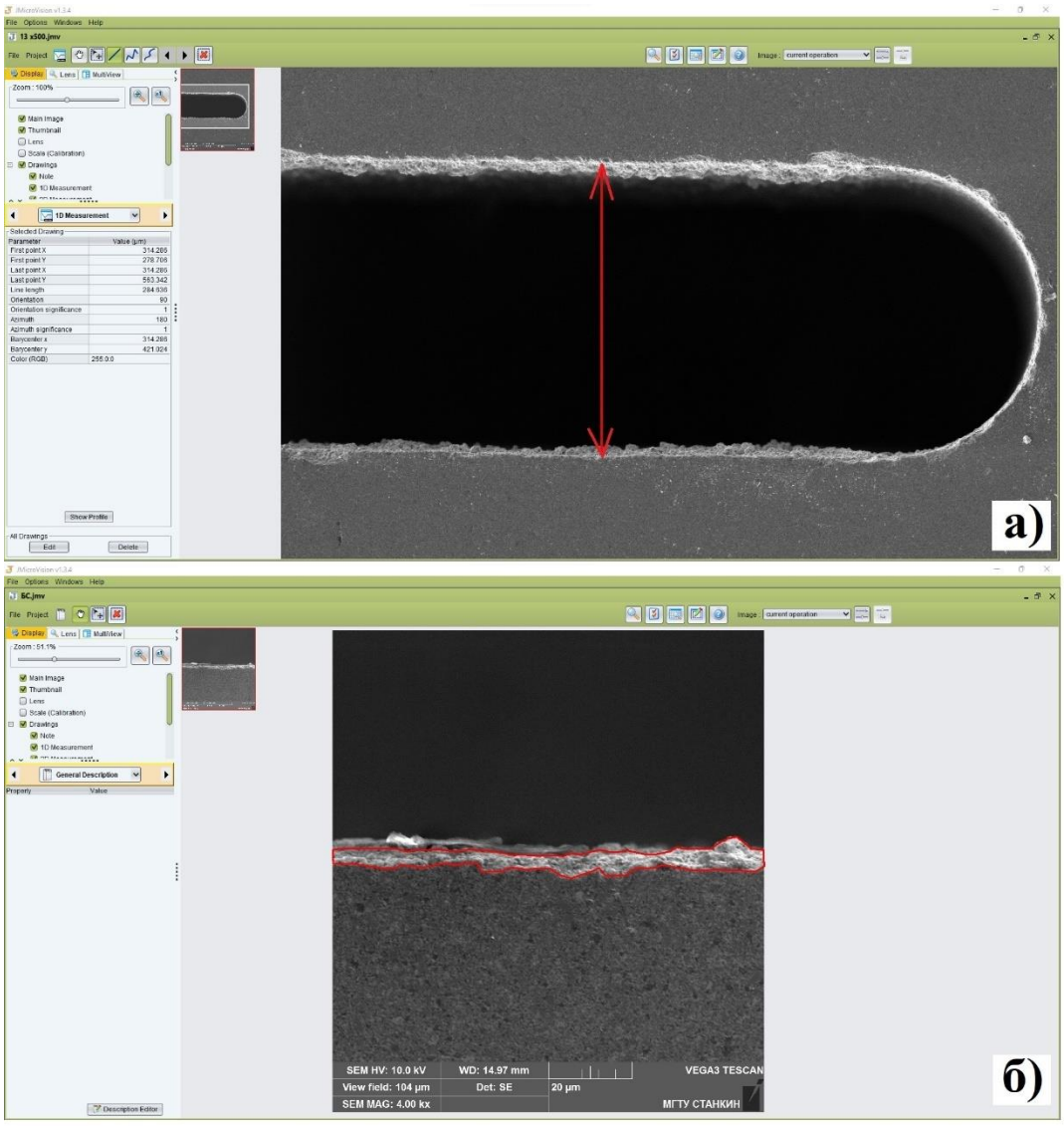



Рисунок 3.21 – Определение ширины реза (а) и толщины белого слоя (б)

Таблица 3.10 – Ортогональная матрица экспериментов по Тагути L27

| № | Факторы | | | | | | Отклики | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | $U$ (В) | $T_{on}$ (мкс) | $f$ (кГц) | $q$ (м/мин) | $P$ (МПа) | $n$ (кг) | $T$ (мкм) | $Ra$ (мкм) | $t$ (мкм) | $v$ (мм$^3$/мин) |
| 1 | 36 | 0,5 | 10 | 4 | 0,2 | 0,1 | 3,78 | 0,8 | 263 | 0,035 |
| 2 | 36 | 0,5 | 10 | 4 | 0,3 | 0,5 | 2,87 | 2,36 | 277 | 0,048 |
| 3 | 36 | 0,5 | 10 | 4 | 0,4 | 0,9 | 3,28 | 1,03 | 273 | 0,043 |
| 4 | 36 | 1,5 | 55 | 8 | 0,2 | 0,1 | 4,09 | 1,05 | 284 | 0,793 |
| 5 | 36 | 1,5 | 55 | 8 | 0,3 | 0,5 | 4,55 | 1,07 | 283 | 0,895 |
| 6 | 36 | 1,5 | 55 | 8 | 0,4 | 0,9 | 2,62 | 0,71 | 281 | 0,854 |
| 7 | 36 | 2,5 | 100 | 12 | 0,2 | 0,1 | 3,28 | 1,48 | 291 | 0,35 |
| 8 | 36 | 2,5 | 100 | 12 | 0,3 | 0,5 | 3,72 | 1,21 | 295 | 0,709 |
| 9 | 36 | 2,5 | 100 | 12 | 0,4 | 0,9 | 6,41 | 1,99 | 285 | 0,645 |
| 10 | 72 | 0,5 | 55 | 12 | 0,2 | 0,5 | 3,69 | 0,69 | 287 | 0,586 |
| 11 | 72 | 0,5 | 55 | 12 | 0,3 | 0,9 | 4,43 | 0,61 | 271 | 0,580 |
| 12 | 72 | 0,5 | 55 | 12 | 0,4 | 0,1 | 4,42 | 0,66 | 300 | 0,597 |
| 13 | 72 | 1,5 | 100 | 4 | 0,2 | 0,5 | 4,17 | 1,44 | 316 | 1,106 |
| 14 | 72 | 1,5 | 100 | 4 | 0,3 | 0,9 | 4,36 | 0,8 | 314 | 1,142 |
| 15 | 72 | 1,5 | 100 | 4 | 0,4 | 0,1 | 5,83 | 1,68 | 339 | 0,941 |
| 16 | 72 | 2,5 | 10 | 8 | 0,2 | 0,5 | 6,46 | 1,28 | 295 | 0,967 |
| 17 | 72 | 2,5 | 10 | 8 | 0,3 | 0,9 | 6,6 | 1,17 | 308 | 0,799 |
| 18 | 72 | 2,5 | 10 | 8 | 0,4 | 0,1 | 4,73 | 1,37 | 351 | 0,845 |
| 19 | 108 | 0,5 | 100 | 8 | 0,2 | 0,9 | 4,69 | 0,72 | 287 | 0,936 |
| 20 | 108 | 0,5 | 100 | 8 | 0,3 | 0,1 | 4,59 | 0,85 | 292 | 0,744 |
| 21 | 108 | 0,5 | 100 | 8 | 0,4 | 0,5 | 3,45 | 0,75 | 293 | 1,106 |
| 22 | 108 | 1,5 | 10 | 12 | 0,2 | 0,9 | 3,54 | 1,43 | 324 | 1,109 |
| 23 | 108 | 1,5 | 10 | 12 | 0,3 | 0,1 | 5,07 | 2,14 | 372 | 1,121 |
| 24 | 108 | 1,5 | 10 | 12 | 0,4 | 0,5 | 5,46 | 1,23 | 343 | 1,149 |
| 25 | 108 | 2,5 | 55 | 4 | 0,2 | 0,9 | 7,68 | 1,76 | 334 | 0,414 |
| 26 | 108 | 2,5 | 55 | 4 | 0,3 | 0,1 | 4,65 | 1,68 | 402 | 0,290 |
| 27 | 108 | 2,5 | 55 | 4 | 0,4 | 0,5 | 7,8 | 2,01 | 366 | 0,377 |

Коэффициенты регрессионных уравнений для прогнозирования параметров-откликов были получены на основе параметров процесса ЭЭО с использованием программного обеспечения для статистической обработки экспериментальных данных «Minitab». Регрессионные уравнения представлены в таблице 3.11.

Таблица 3.11 – Регрессионные уравнения выходных параметров

| Параметр-отклик | Уравнение |
|---|---|
| Толщина белого слоя | $T = 1{,}961+0{,}01903\times U+ 0{,}896\times T_{on}$ |
| Шероховатость поверхности | $Ra = 0{,}801+ 0{,}304\times T_{on}$ |
| Ширина реза | $t = 232{,}2+0{,}742\times U+21{,}33\times T_{on}- 0{,}116\times f - 1{,}611\times q+83{,}3\times P - 30{,}14\times n$ |
| Скорость удаления материала | $v = 0{,}119+0{,}00444\times U+0{,}0340\times q$ |

Рисунок 3.22 иллюстрирует характер влияния уровней факторов ЭЭО на толщину белого слоя. Из представленных графиков следует, что основное влияние на величину толщины белого слоя оказывают напряжение разрядов и длительность импульсов – с увеличением обоих факторов возрастает белый слой. Остальные параметры ЭЭО не значительно меняют данный отклик, поэтому в регрессионной формуле они отсутствуют.

Рисунок 3.23 отражает закономерности воздействия технологических параметров ЭЭО на шероховатость обработанной поверхности. Анализ построенных графиков показывает, что среди рассмотренных факторов определяющее влияние на данный параметр-отклик оказывает длительность импульсов: с увеличением продолжительности импульса наблюдается устойчивый рост шероховатости поверхности. Влияние прочих параметров ЭЭО на данный отклик оказалось статистически незначимым, что подтверждается структурой регрессионной модели, включающей единственный значимый параметр.

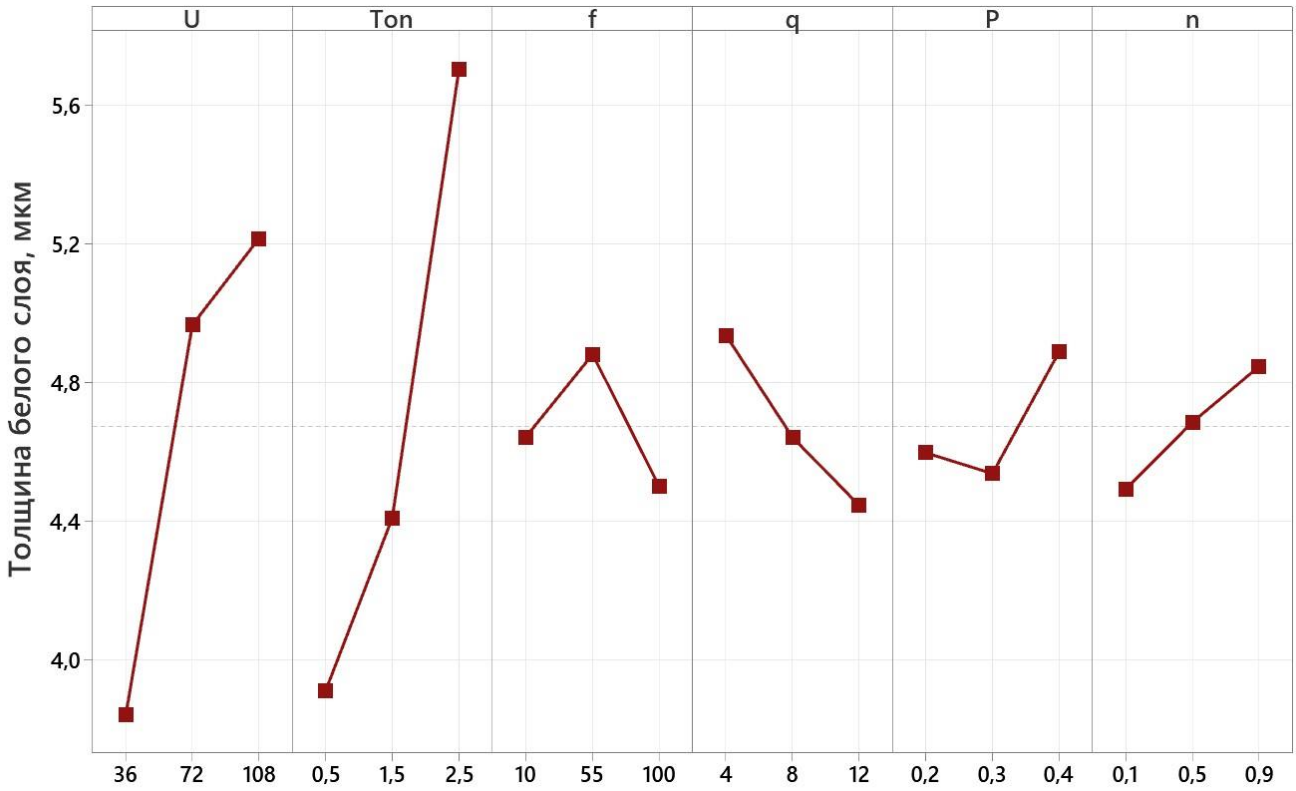



Рисунок 3.22 – Графики влияния факторов на толщину белого слоя

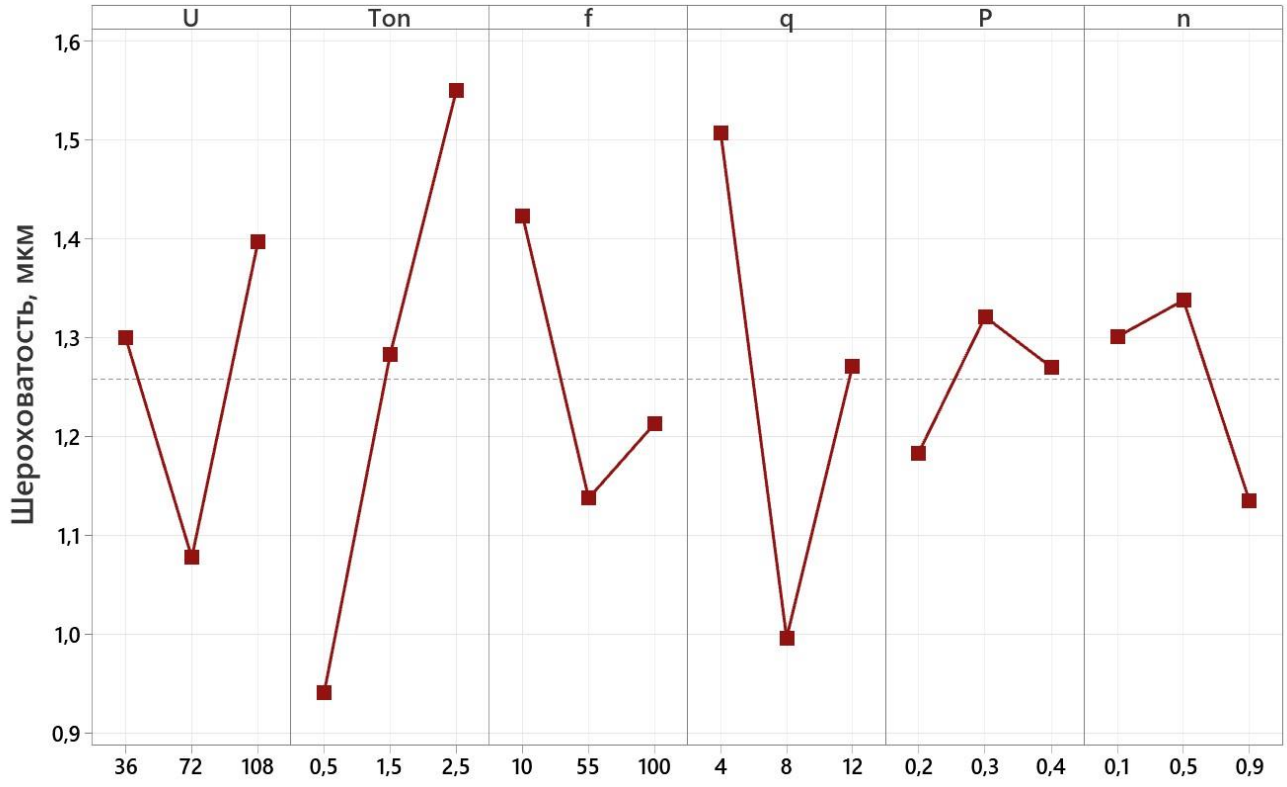



Рисунок 3.23 – Графики влияния факторов на шероховатость поверхности

Рисунок 3.24 демонстрирует характер зависимости ширины реза от варьируемых факторов ЭЭО. В отличие от прочих выходных параметров, ширина реза является многофакторным откликом: в её формировании принимает участие большинство исследуемых технологических переменных. Из графиков следует, что увеличение напряжения разряда, длительности импульса и давления промывающей жидкости приводит к возрастанию ширины реза, тогда как рост частоты импульсов, скорости перемотки и натяжение проволоки оказывает противоположное, снижающее воздействие на данный параметр.

Рисунок 3.25 иллюстрирует влияние факторов электроэрозионной обработки на производительность процесса, оцениваемую через скорость удаления материала. Установлено, что данный параметр-отклик определяется преимущественно двумя факторами: напряжением разряда и скоростью перемотки проволоки – оба оказывают прямое положительное воздействие, то есть с повышением каждого из них скорость удаления материала монотонно возрастает. Вклад остальных параметров ЭЭО в изменение данного отклика оказался пренебрежимо малым, вследствие чего они не вошли в регрессионную модель.

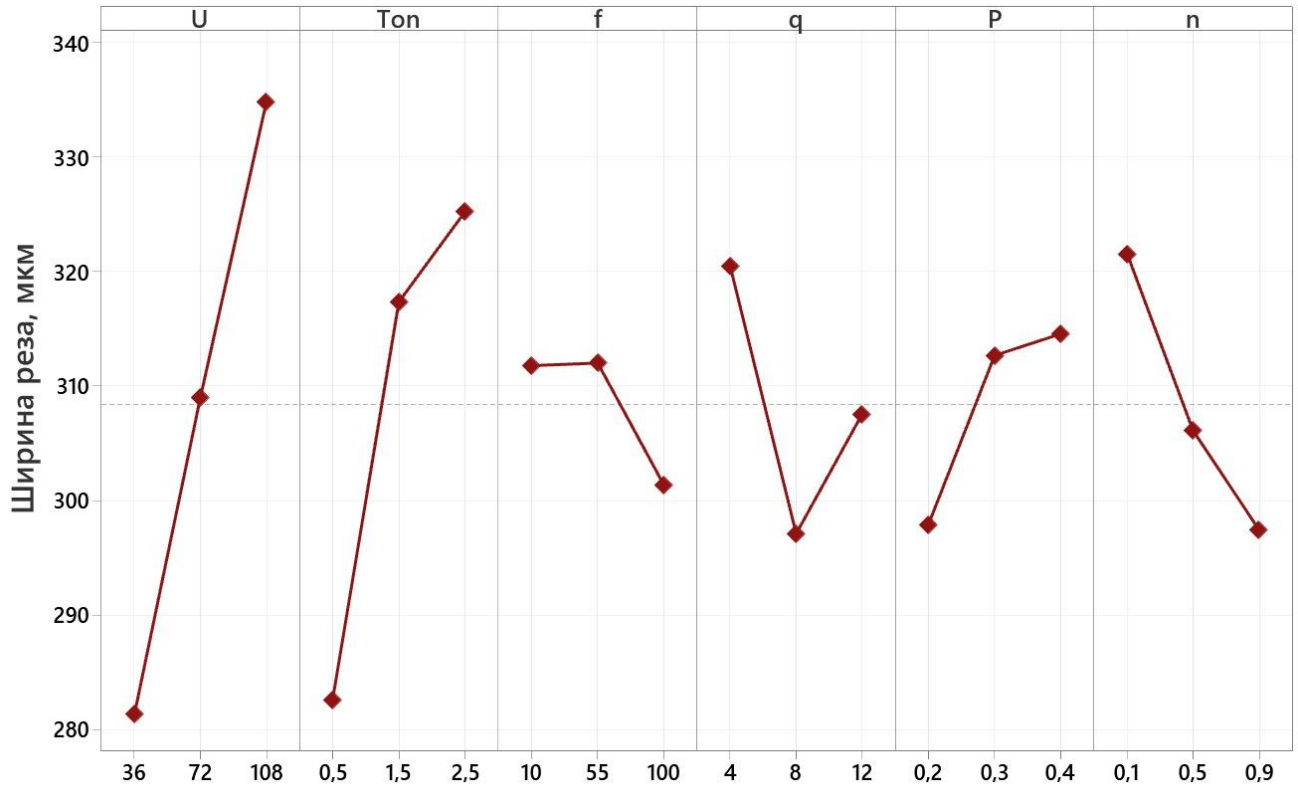



Рисунок 3.24 – Графики влияния факторов на ширину реза

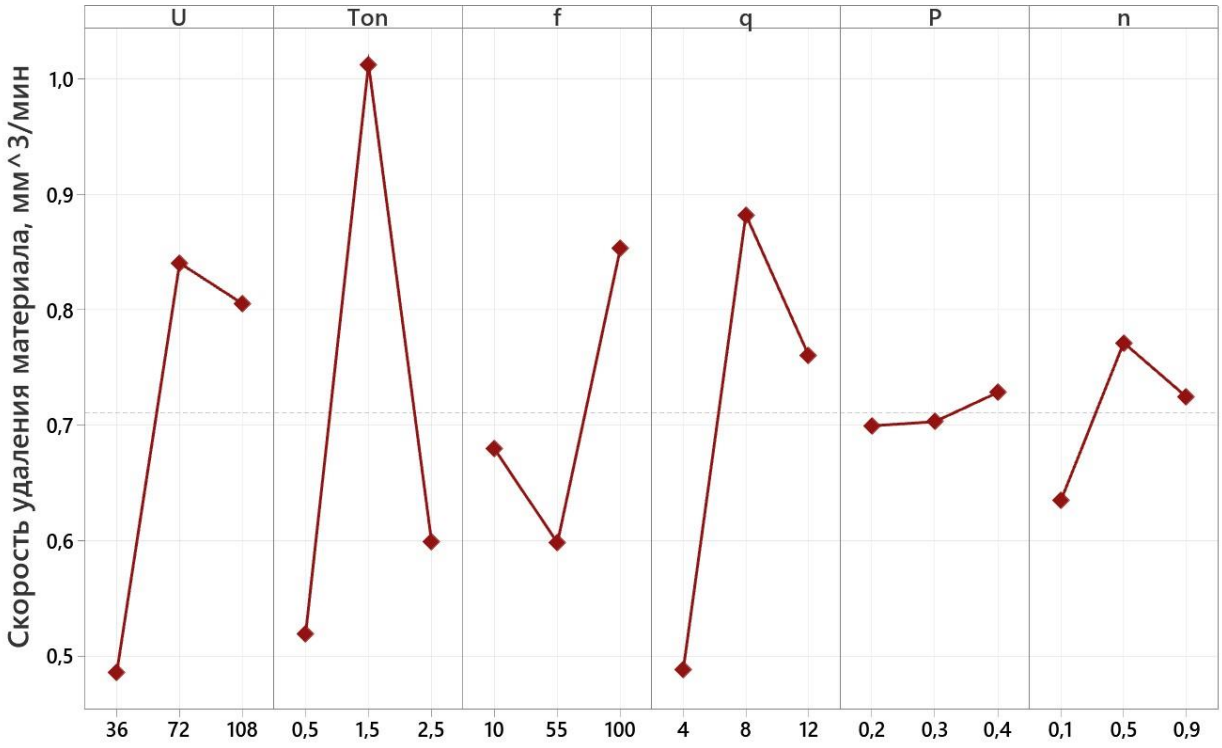



Рисунок 3.25 – Графики влияния факторов на скорость удаления материала

Серый реляционный анализ (СРА) представляет собой широко применяемый метод многокритериальной оптимизации в области технологического инжиниринга, предложенный Денгом [114]. Основная цель метода состоит в определении наилучшей комбинации управляемых параметров технологического процесса путём свёртки множества разнородных откликов в единый интегральный показатель – серую реляционную оценку (СРО). Концептуальная основа СРА базируется на специфической системе кодирования информации: полностью известная и однозначно определённая информация обозначается как «белая», тогда как абсолютно неизвестная – как «чёрная». Промежуточные ситуации, характеризующиеся неполнотой или неопределённостью исходных данных, относятся к категории «серых». Именно такая структура неопределённости типична для реальных производственных экспериментов, что обусловливает широкую востребованность СРА при обработке результатов технологических исследований [115–117].

Процедура реализации серого реляционного анализа включает несколько последовательных этапов. На первом этапе выполняется нормализация

экспериментальных данных – приведение значений параметров-откликов к безразмерному диапазону от 0 до 1. Данная операция необходима для устранения влияния различных единиц измерения и масштабов варьирования показателей. На основе нормализованных данных вычисляется серый реляционный коэффициент (СРК), который количественно характеризует степень близости каждой сравниваемой последовательности к эталонной. Серая реляционная оценка (СРО) определяется как среднее арифметическое серых реляционных коэффициентов по всем рассматриваемым параметрам-откликам и отражает уровень корреляции между эталонной последовательностью и последовательностью сопоставимости. Эталонная последовательность при этом соответствует наилучшим достижимым значениям каждого из откликов. Таким образом, чем выше значение СРО для той или иной альтернативной комбинации параметров, тем в большей степени она приближается к идеальному решению, и, следовательно, тем предпочтительнее данный вариант технологического режима [118, 119]. В конечном счёте именно серый реляционный уровень выступает в качестве целевой функции оптимизации, а задача сводится к её максимизации.

Для корректного применения метода параметры-отклики нормализуются с учётом их индивидуальных характеристик качества. В теории СРА принято выделять три типа таких характеристик: «чем выше, тем лучше», «чем ниже, тем лучше» и «целевое значение» (ЦЗ). Первый тип применяется к показателям производительности, увеличение которых является желательным, например к скорости удаления материала. Второй тип характерен для параметров, минимизация которых улучшает качество обработки. Третий тип используется в случаях, когда оптимальным считается достижение конкретного заданного значения показателя. В настоящем исследовании толщина белого слоя, шероховатость поверхности, ширина реза – относятся к типу «чем ниже, тем лучше», поскольку их снижение свидетельствует о повышении качества поверхности, полученной в результате электроэрозионной обработки, а скорость удаления материала относится к типу «чем выше, тем лучше».

Нормализованные значения параметров-откликов с типом «чем ниже, тем лучше» (толщина белого слоя, шероховатость поверхности, ширина реза) рассчитаны по формуле (3.8):

$$B_i^{'}(m)=\frac{\max B_i(m) - B_i(m)}{\max B_i(m) - \min B_i(m)}\ , \tag{3.8}$$

где $B_i^{'}(m)$ – нормализованное значение ($B_i(m)$ = [0,1]);

$\max B_i(m)$ – максимальное экспериментальное значение;

$\min B_i(m)$ – минимальное экспериментальное значение;

$B_i(m)$ – нормализуемое экспериментальное значение;

$i$ – число экспериментов;

$m$ – параметр отклика.

Нормализованные значения параметров-откликов с типом «чем выше, тем лучше» (скорость удаления материала) рассчитаны по формуле (3.9):

$$B_i^{''}(m)=\frac{B_i(m) - \min B_i(m)}{\max B_i(m) - \min B_i(m)} \tag{3.9}$$

Отклонения рассчитывались с помощью уравнения (3.10):

$$\Delta_i(m)=\left|\max B_i^{'}(m) - B_i^{'}(m)\right|\ , \tag{3.10}$$

где $\Delta_i(m)$ – отклонение ($\Delta_i(m) \in [0,1]$);

$B_i^{'}(m)$ – нормализованное значение, подлежащее анализу;

$\max B_i^{'}(m)$ – контрольное значение, равное максимальному из нормализованных значений.

В таблице 3.12 представлены расчетные значения нормализованных данных и их отклонений.

Серый реляционный коэффициент (СРК) рассчитывали по уравнению (3.11):

$$\xi_i(m)=\frac{\Delta_{\min}+\xi\times\Delta_{\max}}{\Delta_i(m)+\xi\times\Delta_{\max}}\ , \tag{3.11}$$

где $\Delta_{\min}$ – минимальное значение отклонения среди $\Delta_i(m)$;

$\Delta_{\max}$ – максимальное значение отклонения среди $\Delta_i(m)$;

$\xi$ – отличительный коэффициент [0-1], имеет значение 0,5, для присвоения равных значений каждому параметру [120]. $\xi_i(m) \approx [0,1]$.

Серая реляционная оценка (СРО) – это среднее значение всех серых реляционных коэффициентов, рассчитанных по уравнению (3.11), в каждом *i*-м эксперименте, рассчитываемое по уравнению (3.12):

$$\gamma_i(m)=\frac{1}{n}\sum_{m=1}^{n}\xi_i(m)\ , \tag{3.12}$$

где $i$ – количество экспериментальных критериев;

$n$ – количество параметров отклика.

В таблице 3.13 представлены серый реляционный коэффициент для всех данных и серая реляционная оценка.

На рисунке 3.26 показаны графики основных параметров для СРО, которые описывают влияние на нее параметров процесса. Здесь пунктирная линия представляет значение, соответствующее общему среднему значению СРО.

В таблице 3.14 приведены сведенные в таблицу отклики на средние значения серой реляционной оценки, рассчитанные для трех уровней переменных факторов процесса. Из таблицы видно, что максимальное значение СРО параметров ЭЭО соответствует уровням 1, 1, 3, 2, 1, 3.

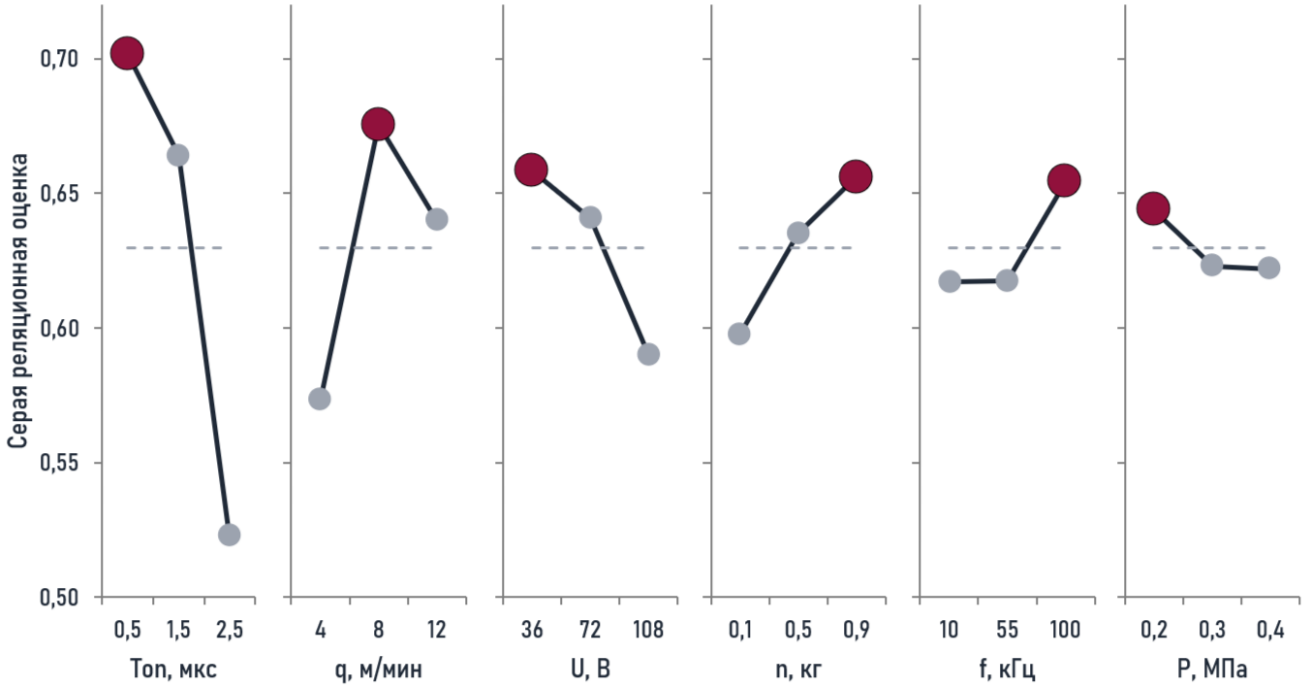



Рисунок 3.26 – Графики влияния уровней факторов на СРО

Таблица 3.12 – Нормализованные данные и значения отклонений откликов

| № | **Нормализованные данные** | | | | **Отклонения** | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | *T* | *Ra* | *t* | *ν* | *T* | *Ra* | *t* | *ν* |
| 1 | 0,7761 | 0,8914 | 1 | 0 | 0,2239 | 0,1086 | 0 | 1 |
| 2 | 0,9517 | 0 | 0,8993 | 0,0117 | 0,0483 | 1 | 0,10072 | 0,9883 |
| 3 | 0,8726 | 0,76 | 0,9281 | 0,0072 | 0,1274 | 0,24 | 0,07194 | 0,9928 |
| 4 | 0,7162 | 0,7486 | 0,8489 | 0,6804 | 0,2838 | 0,2514 | 0,15108 | 0,3196 |
| 5 | 0,6274 | 0,7371 | 0,8561 | 0,772 | 0,3726 | 0,2629 | 0,14388 | 0,228 |
| 6 | 1 | 0,9429 | 0,8705 | 0,7352 | 0 | 0,0571 | 0,1295 | 0,2648 |
| 7 | 0,8726 | 0,5029 | 0,7986 | 0,2828 | 0,1274 | 0,4971 | 0,20144 | 0,7172 |
| 8 | 0,7876 | 0,6571 | 0,7698 | 0,605 | 0,2124 | 0,3429 | 0,23022 | 0,395 |
| 9 | 0,2683 | 0,2114 | 0,8417 | 0,5476 | 0,7317 | 0,7886 | 0,15827 | 0,4524 |
| 10 | 0,7934 | 0,9543 | 0,8273 | 0,4946 | 0,2066 | 0,0457 | 0,17266 | 0,5054 |
| 11 | 0,6506 | 1 | 0,9424 | 0,4892 | 0,3494 | 0 | 0,05755 | 0,5108 |
| 12 | 0,6525 | 0,9714 | 0,7338 | 0,5045 | 0,3475 | 0,0286 | 0,26619 | 0,4955 |
| 13 | 0,7008 | 0,5257 | 0,6187 | 0,9614 | 0,2992 | 0,4743 | 0,38129 | 0,0386 |
| 14 | 0,6641 | 0,8914 | 0,6331 | 0,9937 | 0,3359 | 0,1086 | 0,36691 | 0,0063 |
| 15 | 0,3803 | 0,3886 | 0,4532 | 0,8133 | 0,6197 | 0,6114 | 0,54676 | 0,1867 |
| 16 | 0,2587 | 0,6171 | 0,7698 | 0,8366 | 0,7413 | 0,3829 | 0,23022 | 0,1634 |
| 17 | 0,2317 | 0,68 | 0,6763 | 0,6858 | 0,7683 | 0,32 | 0,32374 | 0,3142 |
| 18 | 0,5927 | 0,5657 | 0,3669 | 0,7271 | 0,4073 | 0,4343 | 0,63309 | 0,2729 |
| 19 | 0,6004 | 0,9371 | 0,8273 | 0,8088 | 0,3996 | 0,0629 | 0,17266 | 0,1912 |
| 20 | 0,6197 | 0,8629 | 0,7914 | 0,6364 | 0,3803 | 0,1371 | 0,20863 | 0,3636 |
| 21 | 0,8398 | 0,92 | 0,7842 | 0,9614 | 0,1602 | 0,08 | 0,21583 | 0,0386 |
| 22 | 0,8224 | 0,5314 | 0,5612 | 0,9641 | 0,1776 | 0,4686 | 0,43885 | 0,0359 |
| 23 | 0,527 | 0,1257 | 0,2158 | 0,9749 | 0,473 | 0,8743 | 0,78417 | 0,0251 |
| 24 | 0,4517 | 0,6457 | 0,4245 | 1 | 0,5483 | 0,3543 | 0,57554 | 0 |
| 25 | 0,0232 | 0,3429 | 0,4892 | 0,3402 | 0,9768 | 0,6571 | 0,51079 | 0,6598 |
| 26 | 0,6081 | 0,3886 | 0 | 0,2289 | 0,3919 | 0,6114 | 1 | 0,7711 |
| 27 | 0 | 0,2 | 0,259 | 0,307 | 1 | 0,8 | 0,74101 | 0,693 |

Таблица 3.13 – Рассчитанные значения параметров СРА

| № | **Серый реляционный коэффициент** | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | *T* | *Ra* | *t* | *v* | СРО |
| 1 | 0,6907 | 0,8216 | 1 | 0,33333 | 0,711399 |
| 2 | 0,912 | 0,3333 | 0,8323 | 0,33595 | 0,603397 |
| 3 | 0,7969 | 0,6757 | 0,8742 | 0,33494 | 0,670437 |
| 4 | 0,6379 | 0,6654 | 0,768 | 0,61008 | 0,670341 |
| 5 | 0,573 | 0,6554 | 0,7765 | 0,68681 | 0,672946 |
| 6 | 1 | 0,8974 | 0,7943 | 0,65376 | 0,836369 |
| 7 | 0,7969 | 0,5014 | 0,7128 | 0,41077 | 0,605486 |
| 8 | 0,7019 | 0,5932 | 0,6847 | 0,55868 | 0,634631 |
| 9 | 0,406 | 0,388 | 0,7596 | 0,52498 | 0,51963 |
| 10 | 0,7077 | 0,9162 | 0,7433 | 0,49732 | 0,716129 |
| 11 | 0,5886 | 1 | 0,8968 | 0,49467 | 0,74502 |
| 12 | 0,59 | 0,9459 | 0,6526 | 0,50225 | 0,67269 |
| 13 | 0,6256 | 0,5132 | 0,5673 | 0,92833 | 0,65862 |
| 14 | 0,5982 | 0,8216 | 0,5768 | 0,98759 | 0,746025 |
| 15 | 0,4466 | 0,4499 | 0,4777 | 0,7281 | 0,525548 |
| 16 | 0,4028 | 0,5663 | 0,6847 | 0,75372 | 0,601898 |
| 17 | 0,3942 | 0,6098 | 0,607 | 0,61411 | 0,556268 |
| 18 | 0,5511 | 0,5352 | 0,4413 | 0,64692 | 0,543606 |
| 19 | 0,5558 | 0,8883 | 0,7433 | 0,72338 | 0,727703 |
| 20 | 0,568 | 0,7848 | 0,7056 | 0,579 | 0,65933 |
| 21 | 0,7573 | 0,8621 | 0,6985 | 0,92833 | 0,811551 |
| 22 | 0,7379 | 0,5162 | 0,5326 | 0,933 | 0,67992 |
| 23 | 0,5139 | 0,3638 | 0,3894 | 0,95214 | 0,554802 |
| 24 | 0,477 | 0,5853 | 0,4649 | 1 | 0,631787 |
| 25 | 0,3386 | 0,4321 | 0,4947 | 0,43111 | 0,424109 |
| 26 | 0,5606 | 0,4499 | 0,3333 | 0,39336 | 0,434293 |
| 27 | 0,3333 | 0,3846 | 0,4029 | 0,41911 | 0,38499 |

Таблица 3.14 – Отклик для средней СРО

| **Уровень** | ***U*** | ***$T_{on}$*** | ***f*** | ***q*** | ***P*** | ***n*** |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | **0,65829** | **0,701962** | 0,617057 | 0,5732021 | **0,643956** | 0,597499 |
| 2 | 0,64064 | 0,66404 | 0,617432 | **0,6755569** | 0,622968 | 0,635105 |
| 3 | 0,58983 | 0,522768 | **0,65428** | 0,6400106 | 0,621845 | **0,656165** |
| Разница | 0,06846 | 0,179194 | 0,037223 | 0,1023548 | 0,022111 | 0,058665 |

Таким образом было определено оптимальное сочетание технологических параметров: $U$ = 36 В, $T_{on}$ = 0,5 мкс, $f$ = 100 кГц; $q$ = 8 м/мин, $P$ = 0,2 МПа, $n$ = 0,9 кг.

После определения оптимального сочетания технологических параметров предсказанные результаты были сопоставлены с экспериментальными данными, полученными при оптимальном сочетании технологических параметров. Прогнозируемая серая реляционная оценка $\gamma(\eta)$ была рассчитана по уравнению (3.13) при оптимальном сочетании параметров процесса.

$$\gamma(\eta)=\eta_m+\sum_{i=1}^{p}\left(\eta_i-\eta_m\right)\ , \tag{3.13}$$

где $\eta_m$ – общее среднее значение СРО;

$\eta_i$ – максимальное среднее значение СРО при оптимальном уровне параметров процесса;

$p$ – количество параметров процесса, влияющих на реакцию, равное 6.

В таблице 3.15 приведены значения отклика при оптимальном сочетании технологических параметров и начальные параметры процесса. В СРА значения СРО, близкие к средней линии графика основного эффекта, являются начальными параметрами процесса. Экспериментальные результаты согласуются с прогнозируемыми значениями, показывая увеличение СРО на 0,1811. Результат оптимизации толщины белого слоя представлен на рисунке 3.27.

В связи с этим, электроэрозионная обработка разработанного керамического материала для изготовления сменных многогранных пластин проводилась на установленных рациональных режимах.

Таблица 3.15 – Сравнительная таблица

| **Параметры** | **Параметры процесса** | **Оптимальные параметры процесса** | |
|---|---|---|---|
| | | **Прогнозируемые** | **Экспериментальные** |
| Уровень комбинирования | $(U)_2(T_{on})_2(f)_2$ $(q)_3(P)_2(n)_2$ | $(U)_1(T_{on})_1(f)_3(q)_2(P)_1$ $(n)_3$ | $(U)_1(T_{on})_1(f)_3(q)_2(P)_1$ $(n)_3$ |
| *T,* мкм | 4,227 | 3,094 | 3,005 |
| *Ra,* мкм | 1,105 | 0,953 | 0,912 |
| *t,* мкм | 291,3 | 233,5 | 277,2 |
| $\nu$, мм$^3$/мин | 0,8466 | 0,5508 | 0,624 |
| СРО | 0,6723 | 0,8423 | 0,8534 |
| Улучшение в СРО = 0,8534 – 0,6723 = 0,1811 | | | |

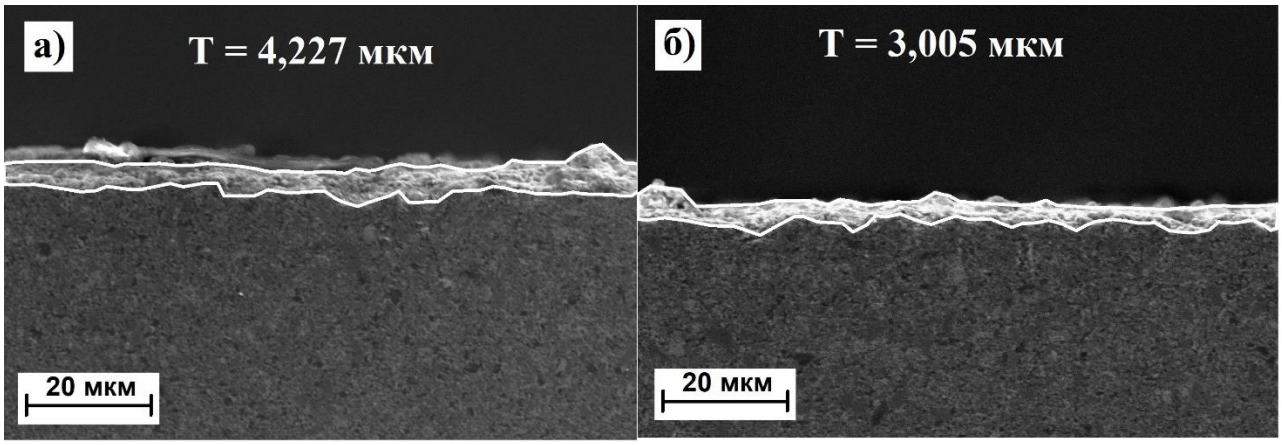



Рисунок 3.27 – Оптимизации толщины белого слоя: до (а) и после (б)

В связи с этим, электроэрозионная обработка разработанного керамического материала для изготовления сменных многогранных пластин проводилась на установленных рациональных режимах.

## 3.3 Сравнение разработанной режущей керамики с аналогами

В данной работе адекватность и рациональность применения разработанной режущей керамики оценивается путём сравнения с доступными в настоящее время инструментами-аналогами. Для сравнения были взяты сменные многогранные

пластины из оксидно-карбидной керамики марки ВОК-60 ($Al_2O_3$–TiC) [99] и оксидно-карбонитридной керамики $Al_2O_3$–Ti(C,N) [121].

Выбор этих материалов обусловлен следующими причинами. Именно смешанная керамика предназначена для чистового и получистового точения закалённых сталей. Керамика ВОК-60 рекомендуется для чистовой и получистовой токарной обработки закалённых конструкционных сталей твёрдостью HRC 45…60 [99] и относится к наиболее широко применяемым отечественным маркам оксидно-карбидной керамики, основная область применения которых – чистовое и получистовое точение закалённых сталей. Зарубежные материалы того же класса – $Al_2O_3$–TiC (Sandvik Coromant CC650, Kyocera A65) и $Al_2O_3$–Ti(C,N) (Tungaloy LX10) – позиционируются производителями для точения закалённых материалов твёрдостью до 55…62 HRC [122–125]. Керамика системы $Al_2O_3$–Ti(C,N) изучается как инструментальный материал для обработки закалённых инструментальных и мартенситных сталей [33, 126, 127]. Оба материала выпускаются серийно и широко представлены на рынке режущего инструмента [2, 121, 125].

Другие классы инструментальных материалов в качестве аналогов не рассматривались. Поликристаллические композиты на основе кубического нитрида бора относятся к иному ценовому классу инструмента, а керамика, армированная нитевидными кристаллами карбида кремния, предназначена преимущественно для обработки жаропрочных никелевых сплавов и при точении сталей уступает смешанной керамике [18]. В таблице 3.16 представлены сравнительные характеристики рассматриваемых керамик.

Сопоставление данных таблицы 3.16 показывает, что разработанный материал по трещиностойкости (7,2 МПа·м$^{1/2}$) превосходит ВОК-60 и $Al_2O_3$–Ti(C,N) в 1,7 и 1,6 раза соответственно при сопоставимой относительной плотности (от 99,4 до 99,6 %). По твёрдости (18,3 ГПа) он уступает оксидно-карбонитридной керамике (20,4 ГПа) примерно на 10 %, а по пределу прочности при изгибе (620 МПа) – обоим аналогам на 3 и 18 %. Коэффициент трения разработанной керамики меньше ВОК-60 на 17 % и на 22 % ниже, чем у $Al_2O_3$–Ti(C,N).

Таблица 3.16 – Сравнение рассматриваемых режущих керамик

| Свойство | $TiB_2$-TiC-$Al_2O_3$-Ni-Mo | ВОК-60 | $Al_2O_3$-Ti(C,N) |
|---|---|---|---|
| Твёрдость, ГПа | 18,3 | 19,1 | 20,4 |
| Трещиностойкость $K_{1C}$, МПа·м$^{1/2}$ | 7,2 | 4,1 | 4,5 |
| Предел прочности при изгибе, МПа | 620 | 637 | 760 |
| Относительная плотность, % | 99,6 | 99,4 | 99,5 |
| Коэффициент трения | 0,52 | 0,63 | 0,67 |
| Теплопроводность, Вт/м·К | 47 | 22 | 24 |

Таким образом, разработанный материал выигрывает у аналогов не по твёрдости и прочности при изгибе, а по сопротивлению распространению трещин. Для режущей керамики это свойство является лимитирующим: при точении закалённых сталей основными видами отказа керамического инструмента являются выкрашивание и сколы режущей кромки, развивающиеся из микротрещин под действием механических и термических нагрузок [23, 126]. Повышение трещиностойкости $TiB_2$-керамики за счёт введения металлической связки и упрочняющих карбидной и оксидной фаз реализовано также в работах [128, 129], где такие инструменты показали работоспособность при точении закалённых инструментальных сталей. Существенным преимуществом разработанного инструмента является повышенная теплопроводность. Она обеспечивает более интенсивный отвод теплоты от режущей кромки и снижает уровень термических напряжений, поэтому разработанный материал менее чувствителен к термоудару и термоциклированию, чем оксидная и оксидно-карбонитридная керамики. Сочетание вышеперечисленных свойств позволяет ожидать снижения интенсивности изнашивания и сил резания по сравнению с серийными аналогами.

## 3.4 Выводы по главе 3

1. Благодаря использованию метода планирования эксперимента для смесей определен керамический композиционный состав, который был использован для изготовления режущих СМП. Данный состав имеет наилучшие физико-механические и трибологические свойства среди всех рассматриваемых композитов. Связка Ni–Mo тормозит рост микротрещин и повышает сопротивление режущей кромки выкрашиванию.

2. С использованием метода Тагути и серого реляционного анализа определены рациональные режимы электроэрозионной обработки разработанного керамического композита ($U$ = 36 В, $T_{on}$ = 0,5 мкс, $f$ = 100 кГц, $q$ = 8 м/мин, $P$ = 0,2 МПа, $n$ = 0,9 кг). Оптимизация позволила обеспечить снижение толщины белого слоя на 29 %, шероховатости поверхности реза на 17 % и ширины реза на 5 %.

3. При сопоставимой относительной плотности разработанная керамика уступает серийным аналогам по твёрдости (на 4 и 10 %, для ВОК-60 и $Al_2O_3$–Ti(C,N), соответственно) и пределу прочности при изгибе (на 3 и 18 %). При этом она превосходит их по трещиностойкости в 1,7 и 1,6 раза и по теплопроводности в 2,1 и 1,9 раза, а коэффициент трения у неё ниже на 17 и 22 %.

# ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТОЧЕНИЯ РАЗРАБОТАННЫМ КЕРАМИЧЕСКИМ ИНСТРУМЕНТОМ

## 4.1 Определение режимов обработки закаленной теплостойкой стали при точении керамическим инструментом

На рисунке 4.1 показан чертеж разработанных СМП, а на рисунке 4.2 изготовленные СМП.

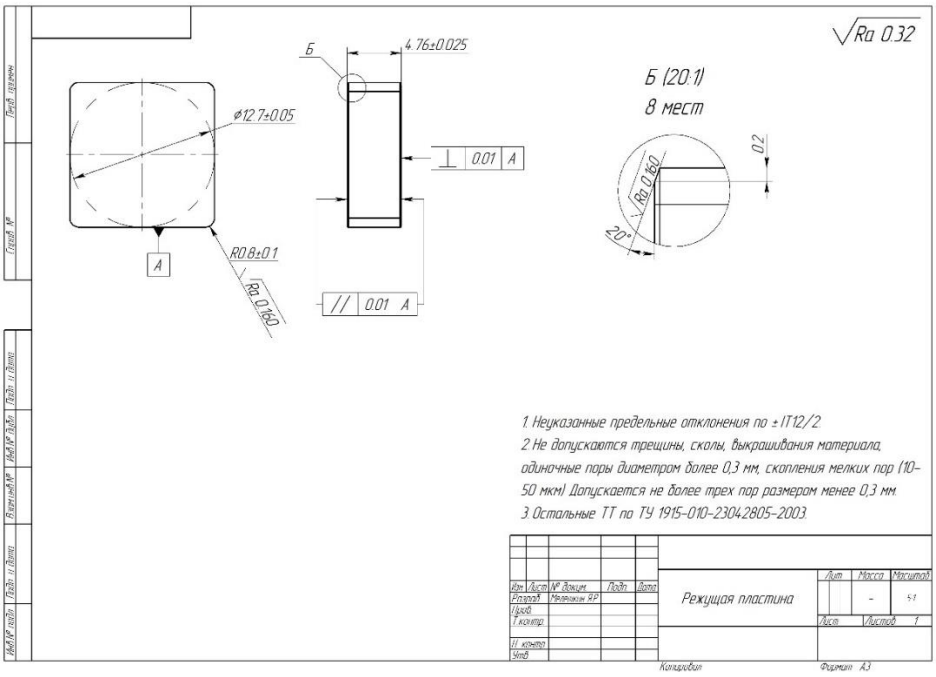



Рисунок 4.1 – Чертеж разрабатываемой СМП



Рисунок 4.2 – Изготовленные экспериментальные керамические СМП

Определение рациональных режимов резания при точении критически важно для баланса между производительностью, качеством поверхности и стойкостью инструмента, особенно при обработке закалённых сталей. Неправильный выбор

параметров обработки приводит к повышенному износу, вибрациям и браку, увеличивая затраты на производство.

В качестве объекта обработки использовалась цилиндрическая заготовка из труднообрабатываемой инструментальной закаленной штамповой стали 4Х5МФС диаметром 120 мм и длиной 600 мм, имеющая твёрдость 55 HRC после закалки.

Сталь 4Х5МФС – инструментальная штамповая сталь для горячего деформирования группы повышенной теплостойкости (теплостойкость около 600 °С), зарубежные аналоги – X38CrMoV5-1 и AISI H11 [9, 15]. Сталь применяется для изготовления пресс-форм литья под давлением алюминиевых, магниевых и медных сплавов, штампов и вставок для горячего объёмного деформирования, прессового инструмента и других формообразующих деталей оснастки, работающих при циклическом нагреве поверхности до температуры от 550 до 600 °С и значительных механических нагрузках [16, 17]. В закалённом состоянии (от 50 до 55 HRC) механическая обработка таких деталей традиционно выполняется шлифованием и электроэрозионной обработкой, что делает актуальной замену этих операций чистовым точением.

В таблице 4.1 представлен состав рассматриваемой стали, а ее характеристики ($\sigma_В$ – предел кратковременной прочности, $\sigma_Т$ – предел текучести, KCU – ударная вязкость) представлены в таблице 4.2.

Таблица 4.1 – Химический состав стали 4Х5МФС

| C | Cr | Mo | V | Si | Mn | Cu | Ni | S | P |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0,32-0,4 | 4,5-5,5 | 1,2-1,5 | 0,3-0,5 | 0,9-1,2 | 0,2-0,5 | до 0,3 | до 0,4 | до 0,03 | до 0,03 |

Таблица 4.2 – Параметры стали 4Х5МФС

| Сортамент | Размер | Напр. | $\sigma_В^*$ | $\sigma_Т^*$ | KCU* | Термообр. |
|---|---|---|---|---|---|---|
| - | мм | - | МПа | МПа | кДж / м$^2$ | - |
| Сорт | 10 | | 1750 | 1480 | 570 | Закалка 1000-1020°С, Отпуск 530-560°С |

Обработку заготовки осуществляли на токарном станке ZMM Sliven CU 500-M RD (рисунок 4.3).

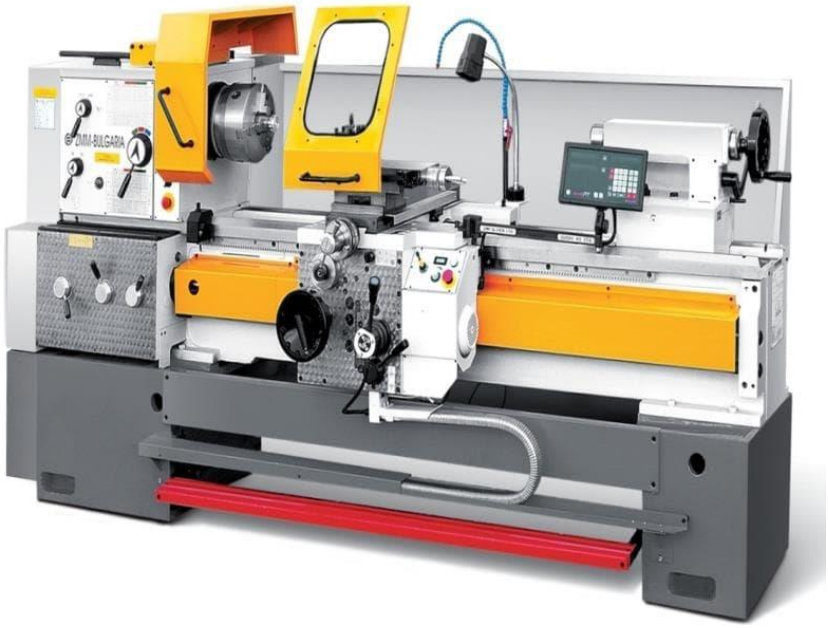


Рисунок 4.3 – Токарный станок ZMM Sliven CU 500-M RD

В качестве инструмента в данной работе использовали изготовленные керамические режущие пластины из разработанного состава керамики $TiB_2$-TiC-$Al_2O_3$-Ni-Mo. Для закрепления режущей пластины формы SNGN120408 T02020N использовали державку токарного резца CSRNR2525M12 (рисунок 4.4), позволяющую надежно закреплять инструмент с высокой точностью позиционирования и обеспечивающую следующую геометрию закрепления: $\gamma = -6°$, $\alpha = 6°$, $\varphi = 75°$, $f_\phi \times \gamma_\phi = 0{,}2$ мм $\times$ 20°.



Рисунок 4.4 – Внешний вид державки формой CSRNR2525M12

Для выбора рациональных режимов токарной обработки использовали методы Тагути и серого реляционного анализа, описанные ранее в главе 3.

В качестве факторов эксперимента были выбраны следующие режимы обработки: скорость резания ($V$, м/мин), подача ($s$, мм/об) и глубина резания ($t$, мм). Для каждого из этих факторов были определены три различных уровня, представленные в таблице 4.3. Уровни факторов и интервалы варьирования были выбраны по результатам предварительных поисковых экспериментов.

Таблица 4.3 – Значения факторов эксперимента

| **Фактор (единицы измерения)** | **Обозначение** | **Уровень** | | |
|---|---|---|---|---|
| | | **1** | **2** | **3** |
| Скорость резания (м/мин) | $V$ | 100 | 175 | 250 |
| Подача (мм/об) | $s$ | 0,05 | 0,10 | 0,15 |
| Глубина резания (мм) | $t$ | 0,4 | 0,5 | 0,6 |

Для проведения робастного планирования эксперимента была выбрана ортогональная матрица Тагути L9 [130, 131] для трех факторов и трех уровней (таблица 4.4). Столбцы таблицы представляют факторы, строки таблицы – эксперименты (комбинации уровней факторов), а каждая ячейка таблицы – уровень фактора для данного эксперимента.

В качестве параметров отклика были выбраны: шероховатость обработанной поверхности ($Ra$, мкм), стойкость инструмента (критерий отказа износ по задней поверхности $h_з \geq 0{,}3$ мм ($T$, мин) и удельный съем материала ($q$, мм$^3$/мин), который рассчитывали по формуле (4.1):

$$q = s \times t \times V \times 1000 \qquad (4.1)$$

Каждый эксперимент проводился с трехкратным повторением до полного отказа режущего инструмента, т.е. до достижения $h_з \geq 0{,}3$ мм или при обнаружении сколов размером свыше 0,15 мм на её рабочих поверхностях. Обработка экспериментальных данных проводилась с помощью средних значений из трех измерений параметров отклика.

Таблица 4.4 – Ортогональная матрица Тагути L9

| **№ эксперимента** | **Параметры процесса** | | |
|---|---|---|---|
| | *V*, м/мин | *s*, мм/об | *t*, мм |
| 1 | 100 | 0,05 | 0,4 |
| 2 | 100 | 0,1 | 0,5 |
| 3 | 100 | 0,15 | 0,6 |
| 4 | 175 | 0,05 | 0,6 |
| 5 | 175 | 0,1 | 0,4 |
| 6 | 175 | 0,15 | 0,5 |
| 7 | 250 | 0,05 | 0,5 |
| 8 | 250 | 0,1 | 0,6 |
| 9 | 250 | 0,15 | 0,4 |

Шероховатость поверхности измеряли с помощью профилометра SJ-210 (Mitutoyo, Япония) в единицах *Ra* (мкм) (рисунок 4.5). Для анализа было взято среднее из трех значений шероховатости поверхности.

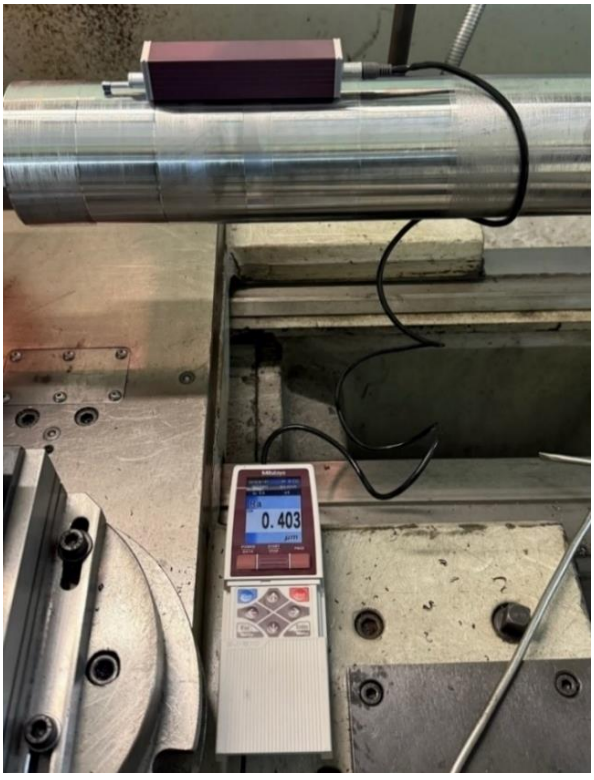



Рисунок 4.5 – Измерение шероховатости поверхности

После каждого интервала резания изучали состояние поверхностного слоя керамики на оптическом микроскопе Stereo Discovery V12 Zeiss. Контролировался износ по задней поверхности режущей пластины – фиксировали размеры ширины фаски износа (рисунок 4.6).

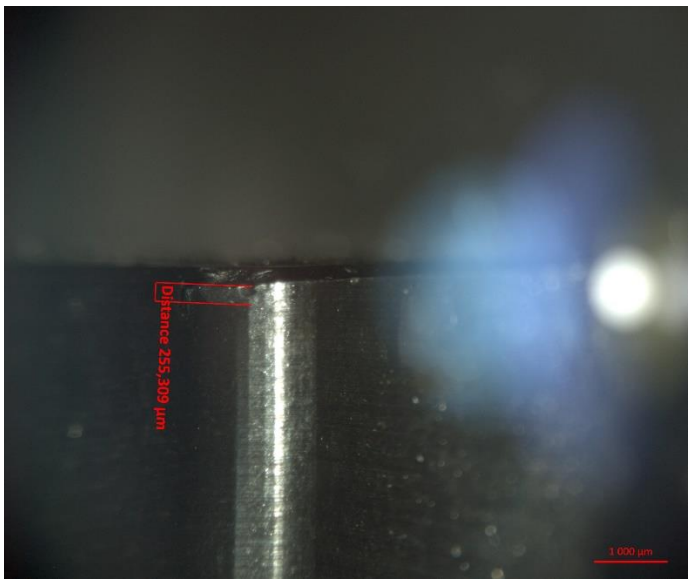



Рисунок 4.6 – Измерение износа на режущей пластине

В таблице 4.5 представлены значения окликов после проведения экспериментов согласно матрице Тагути L9.

Таблица 4.5 – Матрица проведения экспериментов с откликами

| **№ опыта** | **Параметры процесса** | | | **Параметры отклика** | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | $V$, м/мин | $s$, мм/об | $t$, мм | $Ra$, мкм | $T$, мин | $q$, мм$^3$/мин |
| 1 | 100 | 0,05 | 0,4 | 0,44 | 30 | 2000 |
| 2 | 100 | 0,1 | 0,5 | 0,92 | 25,25 | 5000 |
| 3 | 100 | 0,15 | 0,6 | 1,45 | 22,6 | 9000 |
| 4 | 175 | 0,05 | 0,6 | 0,46 | 10,3 | 5250 |
| 5 | 175 | 0,1 | 0,4 | 0,82 | 9,5 | 7000 |
| 6 | 175 | 0,15 | 0,5 | 1,31 | 8,5 | 13125 |
| 7 | 250 | 0,05 | 0,5 | 0,42 | 5,6 | 6250 |
| 8 | 250 | 0,1 | 0,6 | 0,88 | 4,7 | 15000 |
| 9 | 250 | 0,15 | 0,4 | 1,19 | 4,6 | 15000 |

В таблице 4.6 представлены регрессионные модели для каждого исследуемого свойства, а также их коэффициенты детерминации, судя по которым полученные модели хорошо описывают поведение откликов.

Таблица 4.6 – Регрессионные уравнения выходных параметров

| Параметр-отклик | Уравнение | Коэффициенты детерминации |
|---|---|---|
| Стойкость | $T = 37{,}96 - 0{,}14 \times V$ | $R^2 = 86{,}58$<br>$R^2_{пр} = 78{,}54$ |
| Шероховатость поверхности | $Ra = -0{,}1589 - 0{,}000711 \times V + 8{,}767 \times s + 0{,}567 \times t$ | $R^2 = 99{,}71$<br>$R^2_{пр} = 98{,}83$ |
| Удельный съем материала | $q = -7125 + 45 \times V + 78750 \times s$ | $R^2 = 90{,}47$<br>$R^2_{пр} = 79{,}22$ |

Для определения весовых коэффициентов трех рассматриваемых откликов применялся метод анализа иерархий [132]. Матрица парных сравнений построена по девятибалльной шкале Саати. Требование по шероховатости обработанной поверхности выполняется на всех режимах плана эксперимента, поэтому шероховатость рассматривается как ограничение. Производительность съёма и период стойкости инструмента непосредственно определяют себестоимость операции. Производительности присвоено сильное превосходство над шероховатостью (оценка 5). Периоду стойкости – очень сильное (оценка 7), поскольку стоимость керамической пластины и время её смены составляют основную долю затрат при чистовом точении закалённой стали. Между собой производительность и стойкость приняты равнозначными (таблица 4.7). Нормированные веса, вычисленные методом геометрического среднего, составили $w(Ra) = 0{,}078$, $w(Q) = 0{,}435$, $w(T) = 0{,}487$. Обобщённая серая реляционная оценка вычислялась по формуле (4.2):

$$\gamma_i = \frac{1}{p} \sum_{i=1}^{p} \xi_i(m) \times w(m) \qquad (4.2)$$

Аналогичный подход с неравными весами откликов применён в работе, где при точении сплава Ti6Al4V методом анализа иерархий получены веса 0,15 – 0,21

– 0,08 – 0,55 для удельной энергии резания, скорости износа, шероховатости и скорости съёма соответственно [133].

Таблица 4.7 – Матрица попарного сравнения параметров

| Отклики | *Ra* | *q* | *T* |
|---|---|---|---|
| *Ra* | 1 | 1/5 | 1/7 |
| *q* | 5 | 1 | 1 |
| *T* | 7 | 1 | 1 |

Рисунки 4.7–4.9 иллюстрируют влияние режимов обработки на параметры-отклики. Из графиков видно, что наиболее существенно на шероховатость поверхность влияют подача и глубина резания. Также заметна тенденция зависимости шероховатости при точении от режимов обработки – при увеличении скорости резания шероховатость уменьшается, тогда как при увеличении подачи и глубины резания шероховатость увеличивается. На стойкость инструмента наибольшее влияние оказывает скорость резания, а на объем снимаемого материала – подача.

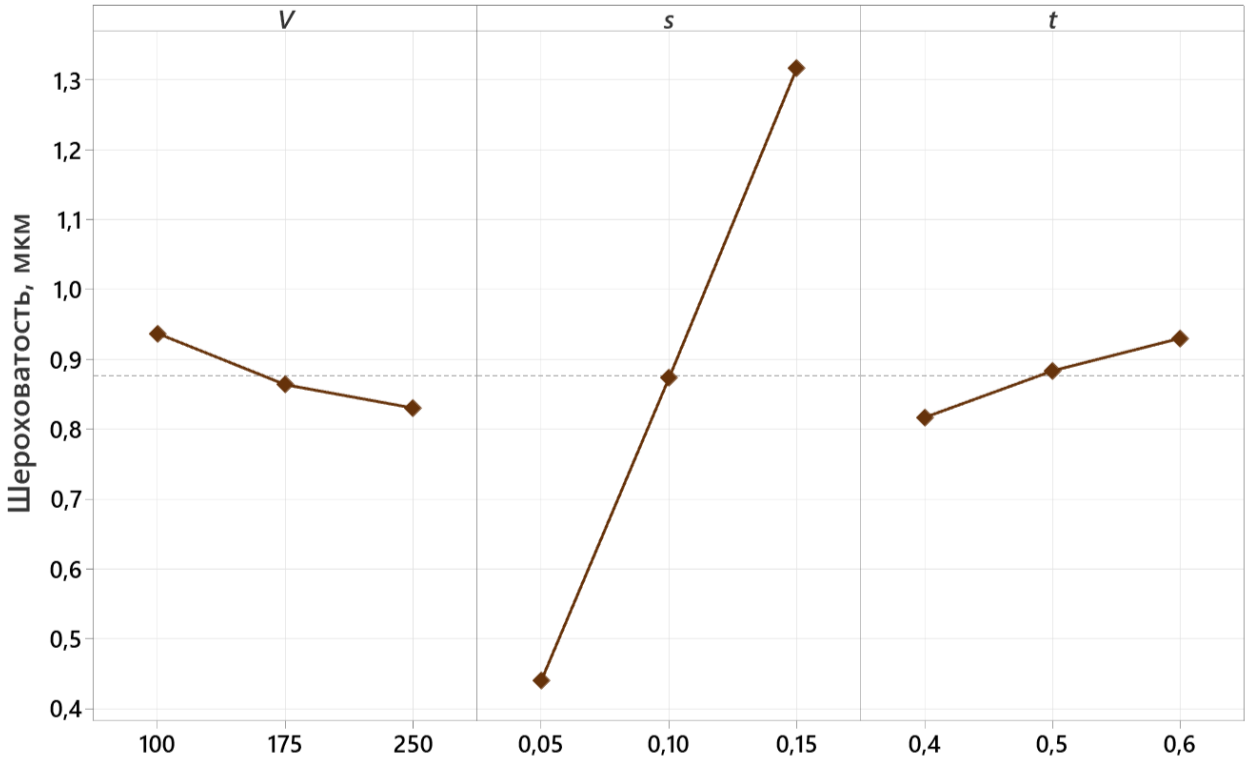



Рисунок 4.7 – Графики влияния факторов на шероховатость поверхности

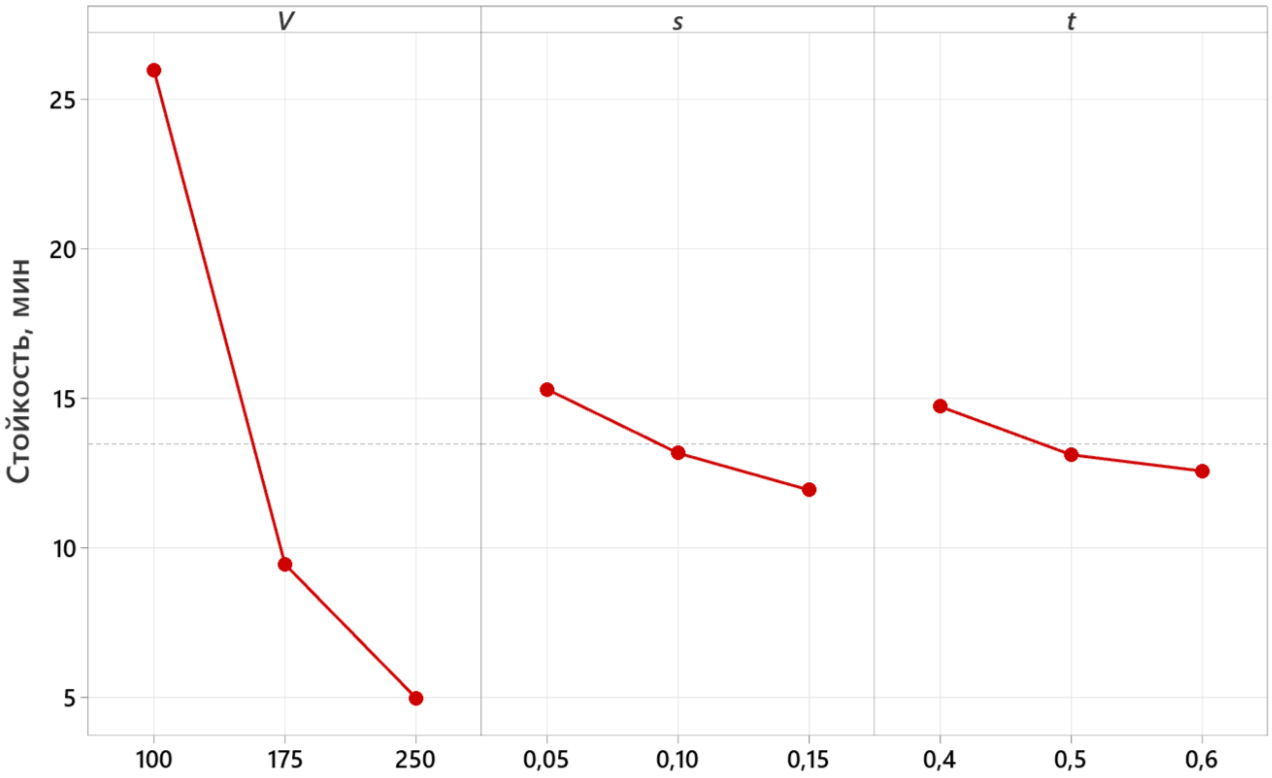



Рисунок 4.8 – Графики влияния факторов на стойкость инструмента

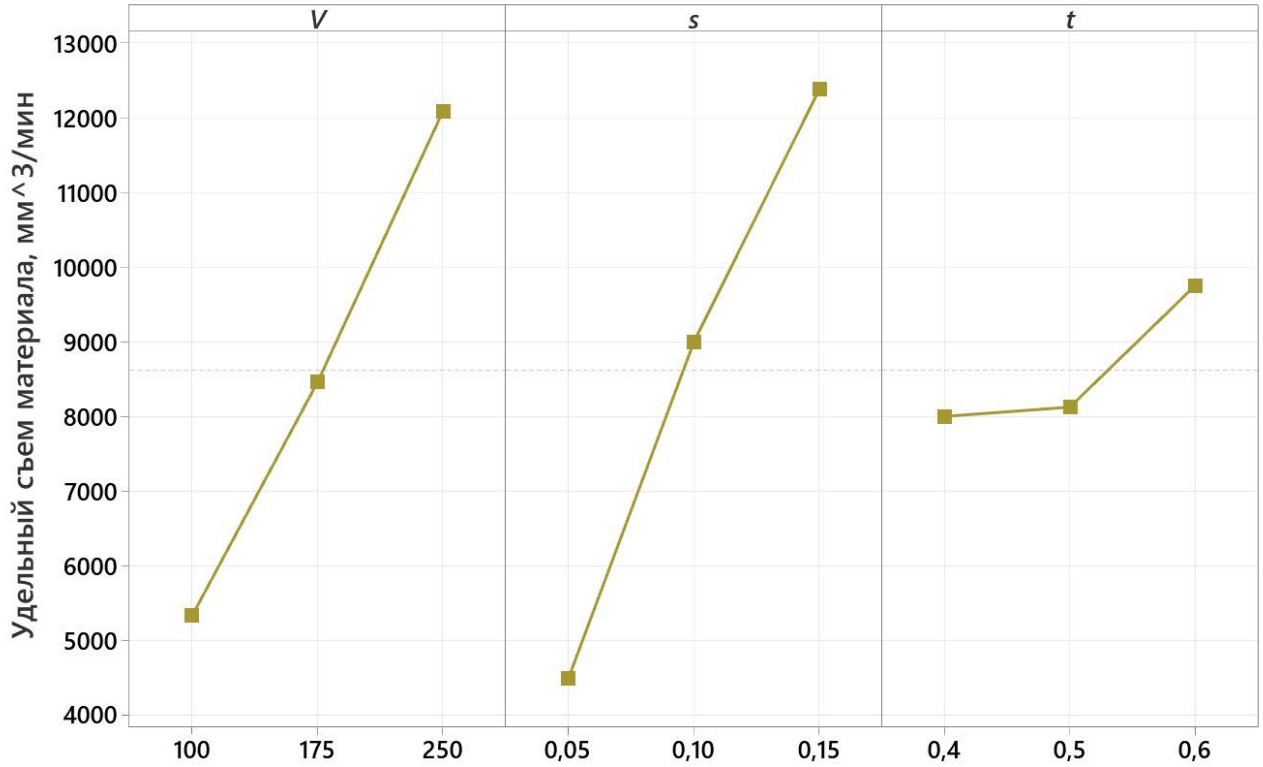



Рисунок 4.9 – Графики влияния факторов на удельный съем материала

В таблицах 4.8 и 4.9 выведены данные по расчету серого реляционного анализа для вариантов «меньше-лучше» и «больше-лучше», соответственно:

нормализованные значения параметров-отклика, их отклонения, серый реляционный коэффициент и серая реляционная оценка.

Таблица 4.8 – Серый реляционный анализ: нормализация и отклонения

| **№ опыта** | **Нормализованные значения** | | | **Отклонения** | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | *Ra* | *q* | *T* | *Ra* | *q* | *T* |
| 1 | 0,9806 | 0,0000 | 1,0000 | 0,0194 | 1,0000 | 0,0000 |
| 2 | 0,5146 | 0,2308 | 0,8127 | 0,4854 | 0,7692 | 0,1873 |
| 3 | 0,0000 | 0,5385 | 0,7109 | 1,0000 | 0,4615 | 0,2891 |
| 4 | 0,9612 | 0,2500 | 0,2240 | 0,0388 | 0,7500 | 0,7760 |
| 5 | 0,6117 | 0,3846 | 0,1932 | 0,3883 | 0,6154 | 0,8068 |
| 6 | 0,1359 | 0,8558 | 0,1524 | 0,8641 | 0,1442 | 0,8476 |
| 7 | 1,0000 | 0,3269 | 0,0375 | 0,0000 | 0,6731 | 0,9625 |
| 8 | 0,5534 | 1,0000 | 0,0033 | 0,4466 | 0,0000 | 0,9967 |
| 9 | 0,2524 | 1,0000 | 0,0000 | 0,7476 | 0,0000 | 1,0000 |

Таблица 4.9 – Серый реляционный анализ: серые реляционные коэффициенты и оценки

| **№ опыта** | $\xi_i(m)$ | | | $\gamma_i$ |
|---|---|---|---|---|
| | *Ra* | *q* | *T* | |
| 1 | 0,9626 | 0,3333 | 1,0000 | 0,7069 |
| 2 | 0,5074 | 0,3939 | 0,7275 | 0,5652 |
| 3 | 0,3333 | 0,5200 | 0,6336 | 0,5608 |
| 4 | 0,9279 | 0,4000 | 0,3919 | 0,4371 |
| 5 | 0,5628 | 0,4483 | 0,3826 | 0,4252 |
| 6 | 0,3665 | 0,7761 | 0,3710 | 0,5470 |
| 7 | 1,0000 | 0,4262 | 0,3419 | 0,4298 |
| 8 | 0,5282 | 1,0000 | 0,3341 | 0,6390 |
| 9 | 0,4008 | 1,0000 | 0,3333 | 0,6288 |

На рисунке 4.10 изображены графики влияния параметров обработки на серую реляционную оценку.

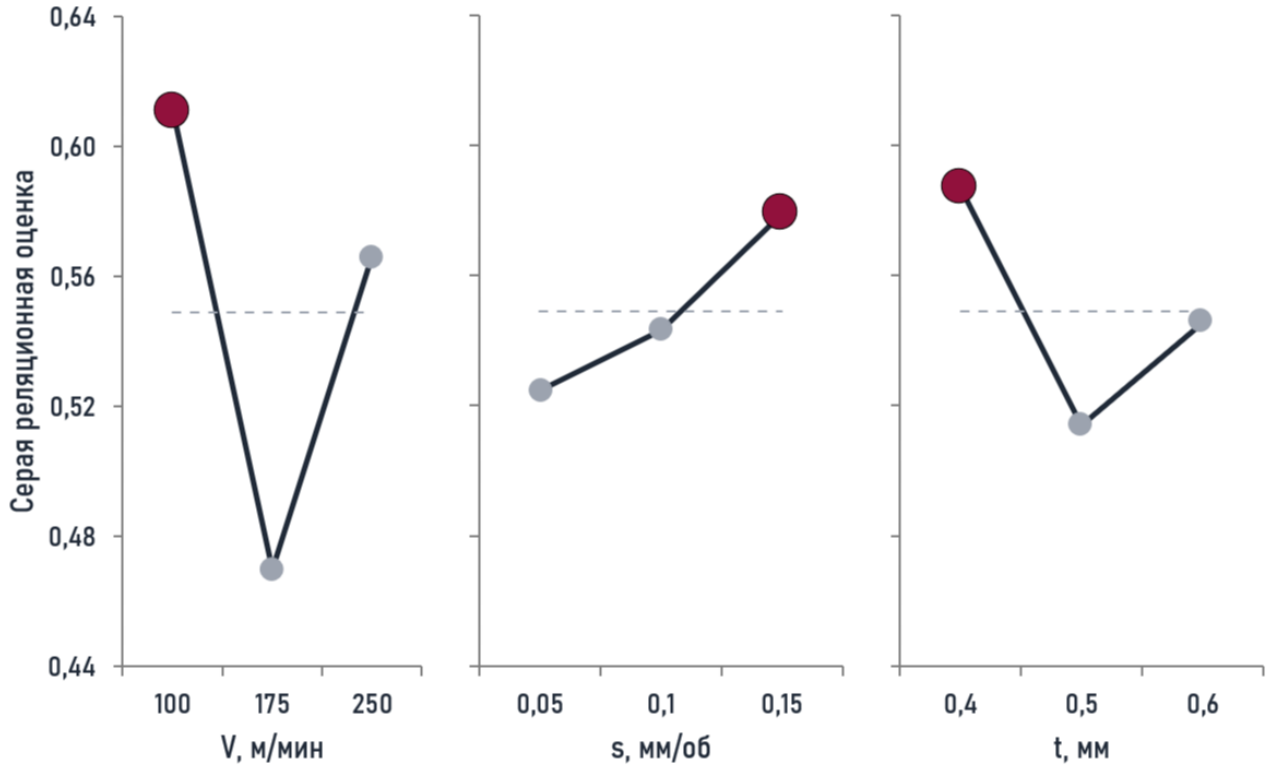



Рисунок 4.10 – Графики параметров обработки для СРО

В таблице 4.10 приведены сведенные в таблицу отклики на средние значения серой реляционной оценки, рассчитанные для трех уровней переменных факторов процесса. Из таблицы видно, что максимальное значение СРО параметров соответствует уровням 1, 3, 1.

Таким образом было определено рациональное сочетание технологических параметров токарной обработки для дальнейших исследований: $V$ = 100 м/мин, $s$ = 0,15 мм/об, $t$ = 0,4 мм.

Таблица 4.10 – Отклик для средней СРО

| **Уровень** | ***V*** | ***s*** | ***t*** |
|---|---|---|---|
| 1 | **0,6110** | 0,5246 | **0,5870** |
| 2 | 0,4698 | 0,5431 | 0,5140 |
| 3 | 0,5659 | **0,5789** | 0,5457 |
| Разница | 0,1412 | 0,0542 | 0,0730 |

После выявления оптимального набора технологических параметров выполнили подтверждающие эксперименты для проверки прогноза. Предсказанные значения были сравнены с экспериментальными результатами, полученными в оптимальных условиях.

Прогнозируемую серую реляционную оценку рассчитывали по формуле (3.13) с количеством параметров процесса, влияющих на реакцию $p = 3$.

В таблице 4.11 приведены значения отклика при оптимальном сочетании технологических параметров и начальные параметры процесса. Экспериментальные результаты согласуются с прогнозируемыми значениями, показывая увеличение СРО на 0,1685 (37,8 %).

Таблица 4.11 – Сравнительная таблица

| **Параметры** | **Параметры процесса** | **Оптимальные параметры процесса** | |
|---|---|---|---|
| | | **Прогнозируемые** | **Экспериментальные** |
| Уровень комбинирования | $(V)_2(s)_2(t)_2$ | $(V)_1(s)_3(t)_1$ | $(V)_1(s)_3(t)_1$ |
| *Ra*, мкм | 0,87 | 1,32 | 1,10 |
| *T, c* | 553 | 1542 | 1630 |
| $q$, мм³/мин | 8750 | 6000 | 6000 |
| СРО | 0,4456 | 0,6790 | 0,6141 |
| Улучшение в СРО = 0,6141 – 0,4456 = 0,1685 (37,8 %) | | | |

## 4.2 Зависимость шероховатости поверхности от режимов обработки

### 4.2.1 Однофакторный эксперимент

Для установления зависимостей влияния режимов токарной обработки исследуемой стали на шероховатость обработанной поверхности, проводили испытания как разработанными пластинами – $TiB_2$-TiC-$Al_2O_3$-Ni-Mo, так и двумя видами коммерческого инструмента, применяемого в настоящее время на производстве: марки ВОК-60 ($Al_2O_3$ + TiC) и $Al_2O_3$-Ti(C,N). Сперва проводили

однофакторные эксперименты. В таблице 4.12 представлены комбинации параметров токарной обработки для проведения экспериментов.

Таблица 4.12 – Сочетание параметров обработки для однофакторных экспериментов

| | **Опыты** | | |
|---|---|---|---|
| | **1** | **2** | **3** |
| Постоянные факторы | $t$ = 0,4 мм; $s$ = 0,15 мм/об. | $V$ = 100 м/мин; $t$ = 0,4 мм. | $V$ = 100 м/мин; $s$ = 0,15 мм/об. |
| Переменные факторы | $V_1$ = 60 м/мин | $s_1$ = 0,05 мм/об | $t_1$ = 0,2 мм |
| | $V_2$ = 80 м/мин | $s_2$ = 0,10 мм/об | $t_2$ = 0,3 мм |
| | $V_3$ = 100 м/мин | $s_3$ = 0,15 мм/о | $t_3$ = 0,4 мм |
| | $V_4$ = 120 м/мин | $s_4$ = 0,17 мм/об. | $t_4$ = 0,5 мм |
| | $V_5$ = 140 м/мин | $s_5$ = 0,2 мм/об | $t_5$ = 0,6 мм |

Результаты измерений по всем режимам с указанием трёх повторов каждого опыта приведены в таблице 4.13.

Однородность дисперсий повторов опытов была проверена по критерию Кохрена, который для серии из $k$ опытов с одинаковым числом повторов сравнивает наибольшую выборочную дисперсию с суммой всех:

$$G=\frac{S^2_{max}}{\sum S^2_u}\ , \tag{4.3}$$

где $S^2_{max}$ – наибольшая из $k$ дисперсий серии;

$S^2_u$ – выборочная дисперсия повторностей $u$-го опыта, вычисленная по формуле (4.4).

$$S^2_u=\frac{\sum(\ln y_{uj}-\frac{\sum \ln y_{uj}}{m})^2}{m-1} \tag{4.4}$$

где $y_{uj}$– значение отклика, полученное в $j$-й повторности $u$-го опыта;

$m$ – число повторностей каждого опыта.

Таблица 4.13 – Результаты измерения шероховатости поверхности

| **Фактор** | **Значение** | **$TiB_2$-TiC-$Al_2O_3$-Ni-Mo** | **ВОК-60** | **$Al_2O_3$-Ti(C,N)** |
|---|---|---|---|---|
| *V* | 60 | 0,86 / 0,77 / 0,83<br>0,82 ± 0,046 | 0,99 / 1,06 / 1,10<br>1,05 ± 0,056 | 1,35 / 1,21 / 1,28<br>1,28 ± 0,07 |
| | 80 | 0,68 / 0,76 / 0,69<br>0,71 ± 0,044 | 0,95 / 0,89 / 0,86<br>0,9 ± 0,046 | 1,02 / 1,14 / 1,14<br>1,1 ± 0,069 |
| | 100 | 0,65 / 0,61 / 0,60<br>0,62 ± 0,026 | 0,83 / 0,77 / 0,74<br>0,78 ± 0,046 | 1,01 / 0,88 / 0,96<br>0,95 ± 0,066 |
| | 120 | 0,54 / 0,56 / 0,58<br>0,56 ± 0,020 | 0,74 / 0,69 / 0,67<br>0,7 ± 0,036 | 0,90 / 0,87 / 0,81<br>0,86 ± 0,046 |
| | 140 | 0,52 / 0,48 / 0,53<br>0,51 ± 0,026 | 0,62 / 0,66 / 0,64<br>0,64 ± 0,02 | 0,82 / 0,79 / 0,76<br>0,79 ± 0,03 |
| *s* | 0,05 | 0,38 / 0,41 / 0,41<br>0,4 ± 0,017 | 0,55 / 0,51 / 0,50<br>0,52 ± 0,026 | 0,64 / 0,62 / 0,69<br>0,650 ± 0,036 |
| | 0,10 | 0,52 / 0,56 / 0,54<br>0,54 ± 0,020 | 0,70 / 0,73 / 0,67<br>0,7 ± 0,03 | 0,92 / 0,85 / 0,84<br>0,870 ± 0,044 |
| | 0,15 | 0,61 / 0,65 / 0,60<br>0,62 ± 0,026 | 0,78 / 0,75 / 0,81<br>0,78 ± 0,03 | 0,99 / 0,91 / 0,95<br>0,950 ± 0,040 |
| | 0,17 | 0,65 / 0,68 / 0,71<br>0,68 ± 0,03 | 0,90 / 0,85 / 0,83<br>0,86 ± 0,036 | 1,05 / 1,09 / 1,01<br>1,050 ± 0,040 |
| | 0,20 | 0,79 / 0,75 / 0,74<br>0,76 ± 0,026 | 1,00 / 0,95 / 0,93<br>0,96 ± 0,036 | 1,17 / 1,14 / 1,23<br>1,18 ± 0,046 |
| *t* | 0,20 | 0,46 / 0,49 / 0,49<br>0,48 ± 0,017 | 0,62 / 0,60 / 0,64<br>0,62 ± 0,02 | 0,73 / 0,79 / 0,76<br>0,76 ± 0,03 |
| | 0,30 | 0,52 / 0,56 / 0,57<br>0,55 ± 0,026 | 0,72 / 0,71 / 0,67<br>0,7 ± 0,026 | 0,90 / 0,83 / 0,85<br>0,86 ± 0,036 |
| | 0,40 | 0,64 / 0,63 / 0,59<br>0,62 ± 0,026 | 0,75 / 0,82 / 0,77<br>0,780 ± 0,036 | 0,91 / 0,94 / 1,00<br>0,95 ± 0,046 |
| | 0,50 | 0,66 / 0,69 / 0,72<br>0,69 ± 0,03 | 0,82 / 0,89 / 0,87<br>0,86 ± 0,036 | 1,04 / 1,01 / 1,10<br>1,05 ± 0,046 |
| | 0,60 | 0,80 / 0,72 / 0,73<br>0,75 ± 0,044 | 0,88 / 0,96 / 0,95<br>0,93 ± 0,044 | 1,16 / 1,21 / 1,05<br>1,14 ± 0,082 |

Расчёт выполнен в логарифмических координатах, поскольку именно логарифм отклика является линеаризованной переменной модели. Критическое значение для $k = 5$ и числа степеней свободы 2 ($f = m - 1$) при уровне значимости 0,05 составляет 0,6838. Расчётные значения по всем сериям опытов не превышают критического. Гипотеза об однородности дисперсий принимается, что позволяет объединить повторности в общую оценку дисперсии воспроизводимости (4.5):

$$S^2(y) = \frac{\sum S_u^2}{k} \tag{4.5}$$

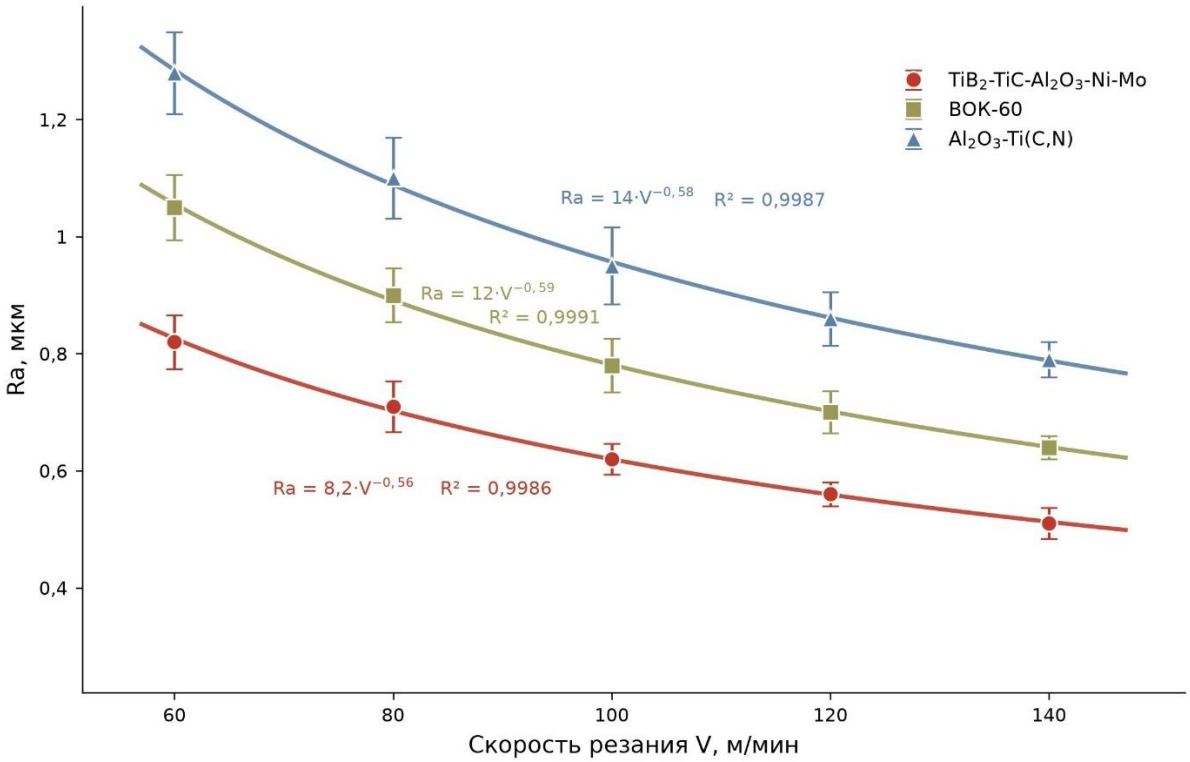



Рисунок 4.11 – Графики зависимостей шероховатости обработанной поверхности от скорости резания ($t$ = 0,4 мм; $s$ = 0,15 мм/об)

Из рисунка 4.11 следует, что с ростом скорости резания шероховатость монотонно снижается для всех трёх инструментальных материалов. Физически это объясняется уменьшением склонности к образованию нароста и снижением коэффициента трения на передней поверхности при повышении температуры в зоне контакта. Наименьшая шероховатость во всём диапазоне достигается при точении разработанным инструментом.

Уравнения регрессии при доверительной вероятности P = 0,95 имеют вид (4.6)–(4.8):

$$Ra_{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}(V) = 8{,}2 \times V^{-0{,}56} \quad (4.6)$$

$$Ra_{BOK\text{-}60}(V) = 12 \times V^{-0{,}59} \quad (4.7)$$

$$Ra_{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}(V) = 14 \times V^{-0{,}58} \quad (4.8)$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.6)–(4.8) составляли 0,9986, 0,9991 и 0,9987, соответственно.

На рисунке 4.12 представлены зависимости шероховатости поверхности от подачи. Подача оказывает противоположное по знаку и наиболее сильное влияние: при увеличении подачи шероховатость возрастает в 1,9 раза для разработанного инструмента. Это закономерно, поскольку подача определяет шаг следов режущей кромки на обработанной поверхности и входит в кинематическую составляющую шероховатости.

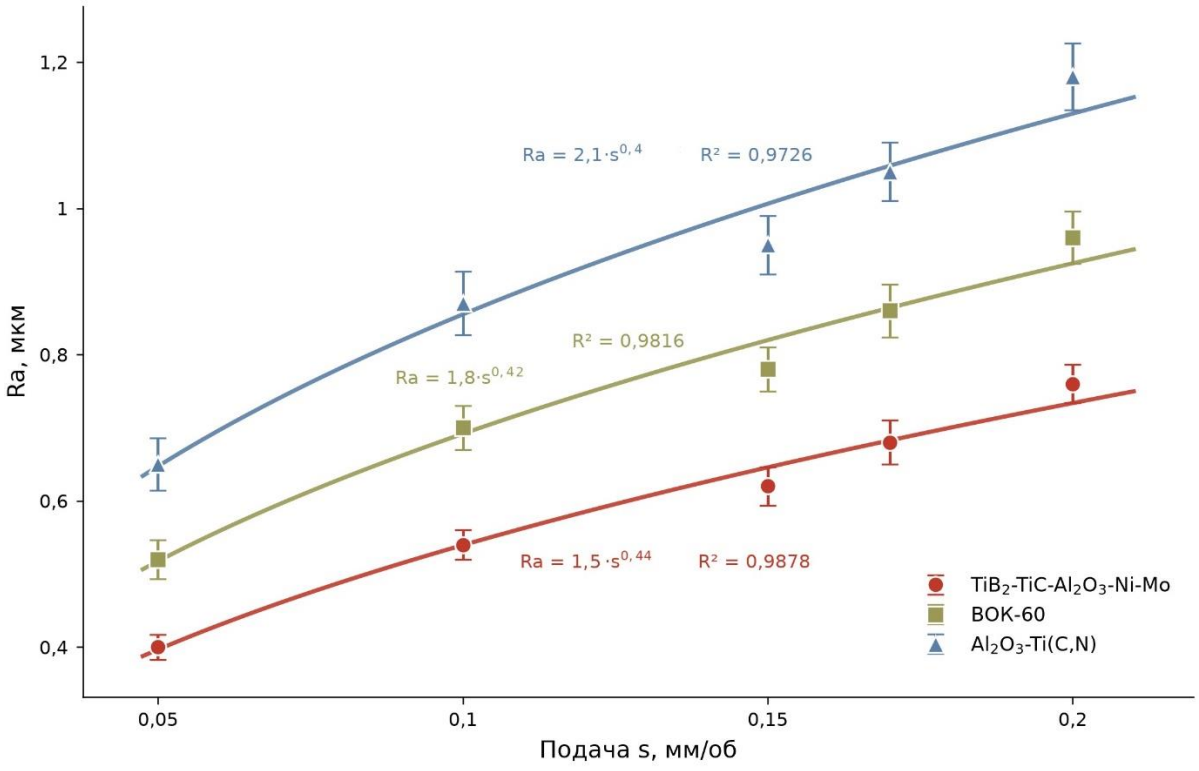



Рисунок 4.12 – Графики зависимостей шероховатости обработанной поверхности от подачи ($V$ = 100 м/мин; $t$ = 0,4 мм)

Регрессионные уравнения зависимости шероховатости поверхности от подачи (4.9)–(4.11):

$$Ra_{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}(s) = 1{,}5 \times s^{0{,}44} \quad (4.9)$$

$$Ra_{\text{ВОК-60}}(s) = 1{,}8 \times s^{0{,}42} \quad (4.10)$$

$$Ra_{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}(s) = 2{,}1 \times s^{0{,}4} \quad (4.11)$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.9)–(4.11) составляли 0,9878, 0,9816 и 0,9726, соответственно.

На рисунке 4.13 представлены зависимости шероховатости поверхности от глубины резания.

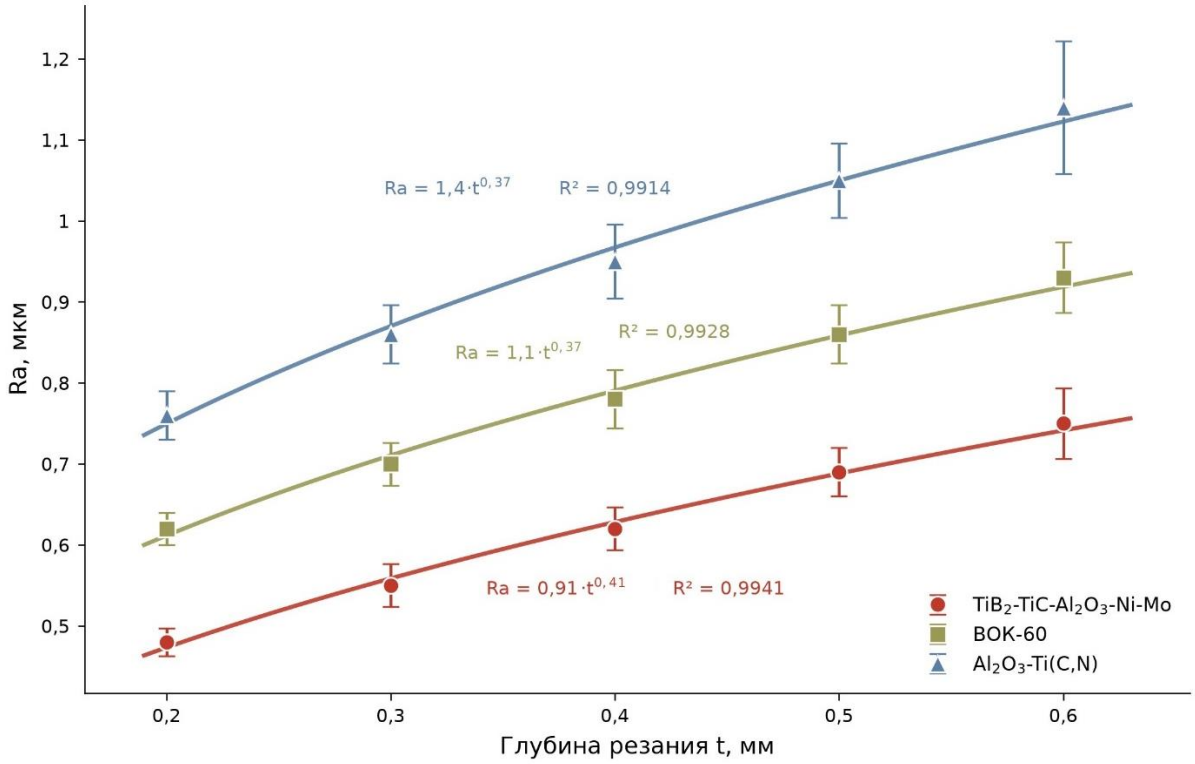



Рисунок 4.13 – Графики зависимостей шероховатости обработанной поверхности от глубины резания ($V$ = 100 м/мин; $s$ = 0,15 мм/об)

Влияние глубины резания выражено слабее, чем влияние подачи: при увеличении глубины резания в три раза шероховатость возрастает в 1,56 раза. Рост шероховатости с увеличением глубины связан не с кинематикой формообразования, а с увеличением площади сечения среза, ростом силовой

нагрузки и, как следствие, упругих отжатий в технологической системе и уровня вибраций.

Регрессионные уравнения зависимости шероховатости поверхности от глубины резания (4.12)–(4.14):

$$Ra_{\mathrm{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}}(t) = 0{,}91 \times t^{0{,}41} \tag{4.12}$$

$$Ra_{\mathrm{ВОК\text{-}60}}(t) = 1{,}1 \times t^{0{,}37} \tag{4.13}$$

$$Ra_{\mathrm{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}}(t) = 1{,}4 \times t^{0{,}37} \tag{4.14}$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.12)–(4.14) составляли 0,9941, 0,9928 и 0,9914, соответственно.

Все приведённые выше уравнения регрессии имеют вид степенной функции (4.15):

$$y = C \times x^n, \tag{4.15}$$

где $y$ – отклик;

$x$ – варьируемый фактор.

Такая функция линеаризуется логарифмированием (4.16), то есть в координатах «логарифм фактора – логарифм отклика» зависимость становится линейной, а показатель степени $n$ приобретает смысл углового коэффициента прямой.

$$\ln y = \ln C + n \times \ln x, \tag{4.16}$$

Оценки параметров получены методом наименьших квадратов по ($k$ = 5) экспериментальным точкам каждой серии по формуле (4.17).

$$n = \frac{\sum (\ln x_u - \ln x')(\ln y'_u - \ln y')}{\sum (\ln x_u - \ln x')^2}, \tag{4.17}$$

где $\ln x'$ *и* $\ln y'$ средние арифметические логарифмов фактора и отклика по серии;

$y'_u$ – среднее трех повторов $u$-го опыта, вычисленное по формуле (4.18).

$$y'_u = \frac{\sum y_{ui}}{m} \tag{4.18}$$

В качестве отклика принят логарифм среднего значения, поскольку именно он является линеаризованной переменной модели. Остаточная дисперсия

регрессии (4.19) при двух оцениваемых параметрах имеет 3 степени свободы ($f = k - 2$), а стандартная ошибка показателя степени определяется по уравнению (4.20).

$$S^2_{ост.} = \frac{\sum (\ln y'_u - \ln y''_u)^2}{k-2}\ , \tag{4.19}$$

где $y''_u$ – значение, вычисленное по уравнению регрессии.

$$S(n) = \sqrt{\frac{S^2_{ост.}}{\sum (\ln x_u - \ln x'_u)^2}} \tag{4.20}$$

Значимость показателя степени проверена по критерию Стьюдента (4.21).

Достигнутый уровень значимости $p$ определяется как двусторонняя вероятность превышения расчётного значения критерия (4.22).

$$d_{расч.} = \frac{|n|}{S(n)} \tag{4.21}$$

$$p = 2 \times \left(1 - F_d\left(\left|d_{расч.}\right|; k-2\right)\right), \tag{4.22}$$

где $F_d$ – функция распределения Стьюдента.

Показатель степени признаётся значимо отличающимся от нуля (3,182), что равносильно условию $p < 0{,}05$.

Границы 95% доверительного интервала показателя степени определяются по 4.23:

$$n \pm d(0{,}975; k-2) \times S(n) \tag{4.23}$$

Теснота связи оценена коэффициентом детерминации (4.24) и его скорректированным значением (4.25), учитывающим число оцениваемых параметров.

$$R^2 = 1 - \frac{\sum (\ln y'_u - \ln y''_u)^2}{\sum (\ln y'_u - \ln y')^2} \tag{4.24}$$

$$R^2_{ск.} = 1 - \frac{\left(1 - R^2\right) \times (k-1)}{k-2} \tag{4.25}$$

Практическая точность модели охарактеризована максимальным относительным отклонением расчётных значений от экспериментальных, вычисленным в натуральных координатах (4.26).

$$\delta_{max} = \max \left| \frac{y''_u}{y'_u} - 1 \right| \times 100\% \qquad (4.26)$$

По вышеприведенным формулам была выполнена статистическая оценка однофакторных моделей. Результаты приведены в таблице 4.14.

Расчётные значения критерия Стьюдента превышают критическое. Все девять уравнений признаются значимыми, а показатели степени – достоверно отличающимися от нуля. Максимальное отклонение расчётных значений от экспериментальных не превышает 5,9 %.

Таблица 4.14 – Статистическая оценка однофакторных моделей

| **Фактор** | **Модель** | $R^2$ | $R^2_{ск.}$ | $S(n)$ | $d_{расч.}$ | $p$ | **95 % доверительный интервал** | $\delta_{max}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| $V$ | $8{,}2\times V^{-0{,}56}$ | 0,9986 | 0,9982 | 0,0121 | 46,7 | $2{,}2\times10^{-5}$ | [−0,602; −0,525] | 1,05 |
| | $12\times V^{-0{,}59}$ | 0,9991 | 0,9988 | 0,0101 | 58,2 | $1{,}1\times10^{-5}$ | [−0,622; −0,558] | 0,99 |
| | $14\times V^{-0{,}58}$ | 0,9987 | 0,9983 | 0,0118 | 48,7 | $1{,}9\times10^{-5}$ | [−0,614; −0,539] | 1,05 |
| $s$ | $1{,}5\times s^{0{,}44}$ | 0,9878 | 0,9838 | 0,0284 | 15,6 | $5{,}7\times10^{-4}$ | [0,353; 0,534] | 4,16 |
| | $1{,}8\times s^{0{,}42}$ | 0,9816 | 0,9754 | 0,0331 | 12,6 | $1{,}1\times10^{-3}$ | [0,313; 0,524] | 5,10 |
| | $2{,}1\times s^{0{,}4}$ | 0,9726 | 0,9634 | 0,0389 | 10,3 | $1{,}9\times10^{-3}$ | [0,278; 0,526] | 5,92 |
| $t$ | $0{,}91\times t^{0{,}41}$ | 0,9941 | 0,9921 | 0,0182 | 22,4 | $1{,}9\times10^{-4}$ | [0,350; 0,466] | 1,55 |
| | $1{,}1\times t^{0{,}37}$ | 0,9928 | 0,9904 | 0,0182 | 20,3 | $2{,}6\times10^{-4}$ | [0,313; 0,428] | 1,50 |
| | $1{,}4\times t^{0{,}37}$ | 0,9914 | 0,9885 | 0,0198 | 18,6 | $3{,}4\times10^{-4}$ | [0,305; 0,431] | 1,80 |

Сопоставление показателей степени между материалами показывает, что характер зависимости от режимов обработки у всех трёх керамик одинаков, а различие сводится к значению постоянного множителя: он минимален у разработанного материала. Это означает, что преимущество нового инструментального материала по шероховатости сохраняется во всём исследованном диапазоне режимов и составляет от 19,4 до 23,1 % по сравнению с ВОК-60 и от 34,2 до 38,5 % по сравнению с $Al_2O_3$-Ti(C,N).

### 4.2.2 Полный факторный эксперимент

Однофакторные эксперименты устанавливают вид зависимости от каждого фактора, но не позволяют судить о совместном влиянии факторов. Для получения обобщённой модели и оценки эффектов взаимодействия проведён полный факторный эксперимент типа $2^3$ для разработанного инструмента. План включает восемь опытов – все сочетания трёх факторов на двух уровнях, охватывающих границы исследованного диапазона.

Поскольку все зависимости, установленные ранее, имеют степенной характер, в матрице планирования использованы натуральные логарифмы значений факторов и отклика. Логарифмирование линеаризует степенную функцию и позволяет применить аппарат линейной регрессии. После потенцирования результат вновь принимает вид степенной зависимости.

В таблице 4.15 представлен план полного факторного эксперимента.

Таблица 4.15 – План полного факторного эксперимента

| № | *V*, м/мин | *s*, мм/об | *t*, мм | ln *V* | ln *s* | ln *t* | $x_1$ | $x_2$ | $x_3$ | $x_1x_2$ | $x_1x_3$ | $x_2x_3$ | $x_1x_2x_3$ | *Ra*, мкм | ln *Ra* |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | 140 | 0,20 | 0,6 | 4,942 | −1,609 | −0,511 | + | + | + | + | + | + | + | 0,681 | −0,384 |
| 2 | 140 | 0,20 | 0,2 | 4,942 | −1,609 | −1,609 | + | + | − | + | − | − | − | 0,455 | −0,787 |
| 3 | 140 | 0,05 | 0,6 | 4,942 | −2,996 | −0,511 | + | − | + | − | + | − | − | 0,379 | −0,970 |
| 4 | 140 | 0,05 | 0,2 | 4,942 | −2,996 | −1,609 | + | − | − | − | − | + | + | 0,239 | −1,431 |
| 5 | 60 | 0,20 | 0,6 | 4,094 | −1,609 | −0,511 | − | + | + | − | − | + | − | 1,078 | 0,075 |
| 6 | 60 | 0,20 | 0,2 | 4,094 | −1,609 | −1,609 | − | + | − | − | + | − | + | 0,688 | −0,374 |
| 7 | 60 | 0,05 | 0,6 | 4,094 | −2,996 | −0,511 | − | − | + | + | − | − | + | 0,578 | −0,548 |
| 8 | 60 | 0,05 | 0,2 | 4,094 | −2,996 | −1,609 | − | − | − | + | + | + | − | 0,394 | −0,931 |

Независимые кодированные переменные рассчитываются по формуле (4.27):

$$x_i = \frac{\bar{x}_i - \bar{x}_{i0}}{I_i}, \tag{4.27}$$

где $\bar{x}_i$ − текущее значение фактора в логарифмическом масштабе;

$\bar{x}_{i0}$ − центр плана;

$I_i$ − интервал варьирования, рассчитываемый по формуле (4.28):

$$\bar{x}_1 = \ln(V)\,,\ \bar{x}_2 = \ln(s)\,,\ \bar{x}_3 = \ln(t) \qquad (4.28)$$

Расчёт центров плана:

$$\bar{x}_{10} = \frac{\ln(140)+\ln(60)}{2} = \frac{4{,}942+4{,}094}{2} = 4{,}518\,,$$

$$\bar{x}_{20} = \frac{\ln(0{,}20)+\ln(0{,}05)}{2} = \frac{-1{,}609+(-2{,}996)}{2} = -2{,}303\,,$$

$$\bar{x}_{30} = \frac{\ln(0{,}6)+\ln(0{,}2)}{2} = \frac{-0{,}511+(-1{,}609)}{2} = -1{,}060.$$

Расчёт интервалов варьирования:

$$I_1 = \frac{\ln(140)-\ln(60)}{2} = \frac{4{,}942-4{,}094}{2} = 0{,}424,$$

$$I_2 = \frac{\ln(0{,}20)-\ln(0{,}05)}{2} = \frac{-1{,}609-(-2{,}996)}{2} = 0{,}693\,,$$

$$I_3 = \frac{\ln(0{,}6)-\ln(0{,}2)}{2} = \frac{-0{,}511-(-1{,}609)}{2} = 0{,}549.$$

Подставляя найденные значения в формулу (4.27), получим выражения для кодированных переменных:

$$x_1 = \frac{\ln(V) - 4{,}518}{0{,}424},$$

$$x_2 = \frac{\ln(s) - (-2{,}303)}{0{,}693},$$

$$x_3 = \frac{\ln(t) - (-1{,}060)}{0{,}549}.$$

По результатам плана эксперимента строится математическая модель (4.29) в форме полинома первой степени с эффектами взаимодействия:

$$\ln(Ra) = b_0 + b_1 x_1 + b_2 x_2 + b_3 x_3 + b_{12} x_1 x_2 + b_{13} x_1 x_3 + b_{23} x_2 x_3 + b_{123} x_1 x_2 x_3 \qquad (4.29)$$

где $\ln(Ra) = y$ − натуральный логарифм шероховатости поверхности;

$x_1, x_2, x_3$ − кодированные переменные для скорости, подачи и глубины резания соответственно.

Коэффициенты модели рассчитываются по формуле (4.30):

$$b_i = \frac{\sum_{j=1}^{N} x_{ij}\, y_j}{N} \tag{4.30}$$

Эффект факторов − изменение отклика при переходе фактора с нижнего уровня на верхний, рассчитывали по формуле (4.31).

$$E_i = 2 \times b_i \tag{4.31}$$

Вклад каждого эффекта в общую дисперсию отклика определяется его суммой квадратов, которая для ортогонального плана вычисляется по одному коэффициенту и рассчитывается по формуле (4.32).

$$z = \frac{100 \times SS_i}{\sum SS_i}\ , \tag{4.33}$$

где $SS_i = N \times b_i^2$.

Результаты расчёта коэффициентов модели представлены в таблице 4.16.

Таблица 4.16 – Коэффициенты регрессионной модели

| Коэффициент | Значение | Эффект | Вклад в дисперсию, % | Значимость |
|---|---|---|---|---|
| $b_0$ | −0,669 | – | – | – |
| $b_1$ ($V$) | −0,224 | −0,4487 | 27,00 | значим |
| $b_2$ ($s$) | 0,302 | 0,6026 | 48,71 | значим |
| $b_3$ ($t$) | 0,212 | 0,4242 | 24,13 | значим |
| $b_{12}$ | 0,006 | 0,0123 | 0,02 | незначим |
| $b_{13}$ | 0,004 | 0,0080 | 0,01 | незначим |
| $b_{23}$ | 0,001 | 0,0020 | 0,00 | незначим |
| $b_{123}$ | −0,015 | −0,0309 | 0,13 | незначим |

Для оценки значимости каждого коэффициента применяется критерий (4.34):

$$|b_i| \geq t_p \times S(b_i) \tag{4.34}$$

где $t_p$ − критерий Стьюдента при выбранной доверительной вероятности;

$S(b_i)$ − среднее квадратическое отклонение коэффициентов.

Коэффициенты взаимодействия $b_{12}$, $b_{13}$, $b_{23}$, $b_{123}$ по абсолютной величине значительно меньше главных эффектов и признаются незначимыми − они исключаются из уравнения.

Каждый опыт плана выполнен с трёхкратной повторностью, поэтому дисперсия воспроизводимости определяется непосредственно по данным эксперимента. Предварительно однородность дисперсий проверена по критерию Кохрена: расчётное значение $G = 0{,}2998$ при критическом $G_{кр}(0{,}05;\ k = 8;\ f = 2) = 0{,}5157$, гипотеза об однородности принимается.

Дисперсия воспроизводимости рассчитывалась по формуле (4.35), а среднее квадратическое отклонение коэффициентов по формуле (4.36).

$$S^2(y) = \frac{\sum S_u^2}{k} \tag{4.35}$$

$$S(b_i) = \sqrt{\frac{S^2(y)}{N \times \mathrm{m}}} \tag{4.36}$$

По итогу расчета получили значения $S^2(y)$ и $S(b_i)$, равные 0,00294 и 0,01106 соответственно. При числе степеней свободы 16 критическое значение $t$ (0,975; 16) равно 2,1199, а предел значимости коэффициентов равен 0,0234.

Коэффициенты $b_1$, $b_2$ и $b_3$ по абсолютной величине равны 0,2243, 0,3013 и 0,2121 и превышают этот предел, тогда как все коэффициенты взаимодействий лежат ниже предела и признаются незначимыми.

Упрощённое уравнение принимает вид 4.37:

$$\ln(Ra) = -0{,}669 - 0{,}224 \times x_1 + 0{,}302 \times x_2 + 0{,}212 \times x_3 \tag{4.37}$$

Подставляя выражения кодированных переменных в уравнение (4.37), получаем:

$$\ln(Ra) = -0{,}669 - 0{,}224 \times \frac{\ln(V) - 4{,}518}{0{,}424} + 0{,}302 \times \frac{\ln(s) - (-2{,}303)}{0{,}693} + 0{,}212 \times \frac{\ln(t) - (-1{,}060)}{0{,}549}$$

После раскрытия скобок и объединения подобных членов, получаем уравнение в логарифмах натуральных переменных:

$$\ln(Ra) = 3{,}132 - 0{,}529 \times \ln(V) + 0{,}436 \times \ln(s) + 0{,}386 \times \ln(t)$$

После потенцирования логарифмического уравнения получена следующая степенная зависимость шероховатости обработанной поверхности от режимов резания при точении инструментом $TiB_2$-TiC-$Al_2O_3$-Ni-Mo:

$$Ra = 23 \times V^{-0,53} \times s^{0,44} \times t^{0,39} \tag{4.38}$$

Адекватность модели оценивается с помощью дисперсии адекватности $S^2_{ад}$:

$$S^2_{ад} = \frac{\sum_{u=1}^{N} \left(\ln y''_u - \ln y'_u\right)^2}{N - N'} \times m \tag{4.39}$$

где $\ln y''_u$ –логарифм значения, вычисленного по сокращённой модели для $u$-го опыта;

$\ln y'_u$ – логарифм среднего трёх повторностей этого опыта;

$N'$ – число значимых коэффициентов;

$m$ – число повторностей.

Множитель $m$ учитывает, что каждое среднее получено по m измерениям, поэтому дисперсия адекватности приводится к дисперсии единичного наблюдения и становится сопоставимой с дисперсией воспроизводимости.

Далее сравнивают расчётное значение критерия Фишера ($F$) с табличным значением $F_{табл}$:

$$F = \frac{S^2_{ад}}{S^2(y_u)} \tag{4.40}$$

Если соблюдается условие: $F < F_{табл}$, то регрессионная модель признаётся адекватной. В нашем случае, в результате вычислений получаем $F$ = 0,60. Критическое значение $F_{кр.}$= 3,0069. Отсюда делаем вывод, что гипотеза об адекватности модели принимается.

Дополнительно вычислены три коэффициента детерминации: обычный (4.41), скорректированный (4.42) и прогнозируемый (4.43). Прогнозируемый коэффициент детерминации характеризует способность модели предсказывать результат опыта, не участвовавшего в её построении.

$$R^2 = 1 - \frac{\sum (\ln y'_u - \ln y''_u)^2}{\sum (\ln y'_u - \ln y)^2} \tag{4.41}$$

$$R^2=1-\frac{\left(1-R^2\right)\times(N-1)}{N-N'} \tag{4.42}$$

$$R^2_{прог.}=1-\frac{P_r}{\sum\left(\ln y'_u-\ln y\right)^2}, \tag{4.43}$$

где $P_r$ – сумма квадратов ошибок предсказания, рассчитываемая по формуле (4.44).

$$P_r=\sum\left(\frac{e_u}{1-h_u}\right)^2, \tag{4.44}$$

где $e_u$ – остаток $u$-го опыта, рассчитываемый по формуле (4.45);

$h_u$ – $u$-й диагональный элемент матрицы влияния.

$$e_u=\ln y'_u-\ln y''_u \tag{4.45}$$

В таблице 4.17 представлены результаты оценки адекватности полученной модели шероховатости.

Таблица 4.17 – Оценка адекватности модели шероховатости

| **Показатель** | **Значение** | **Критерий** |
|---|---|---|
| Критерий Кохрена | 0,2998 | $G_{кр.}$ = 0,5157 |
| Дисперсия воспроизводимости | 0,00294 | – |
| Дисперсия адекватности | 0,00176 | – |
| Критерий Фишера | 0,60 | $F_{кр.}$ = 3,01 |
| Коэффициент детерминации $R^2$ | 0,9984 | – |
| Скорректированный $R^2$ | 0,9972 | – |
| Прогнозируемый $R^2$ | 0,9937 | разность с $R^2$ менее 0,2 |
| Макс. отклонение расчёта от опыта | 2,63 % | не более 5 % |
| Суммарный вклад взаимодействий | 0,16 % | менее 1 % |

Анализ результатов подтверждает, что регрессионная модель (4.38) является адекватной в исследованной области варьирования факторов. Из уравнения следует, что с увеличением скорости резания шероховатость снижается, тогда как рост подачи и глубины резания ведёт к увеличению шероховатости, что полностью

согласуется с тенденциями, установленными в разделе однофакторного эксперимента.

Для наглядного представления совместного влияния факторов по полученной модели поведения шероховатости построены поверхности отклика. В каждом случае два фактора варьируются в исследованных пределах, а третий зафиксирован на уровне рационального режима.

Поверхность, показанная на рисунке 4.14, представляет собой монотонно убывающий по скорости и возрастающий по глубине резания скат без экстремумов внутри области варьирования. Минимум шероховатости достигается в вершине с наибольшей скоростью и наименьшей глубиной, максимум – в противоположной вершине. Характерная особенность поверхности – различная крутизна по двум направлениям: при движении вдоль оси скорости шероховатость снижается в 1,57 раза, тогда как вдоль оси глубины возрастает в 1,53 раза, то есть оба фактора влияют примерно одинаково по абсолютной величине, но противоположно по знаку. Увеличение глубины резания, выгодное по производительности, может быть скомпенсировано повышением скорости без ухудшения качества поверхности.

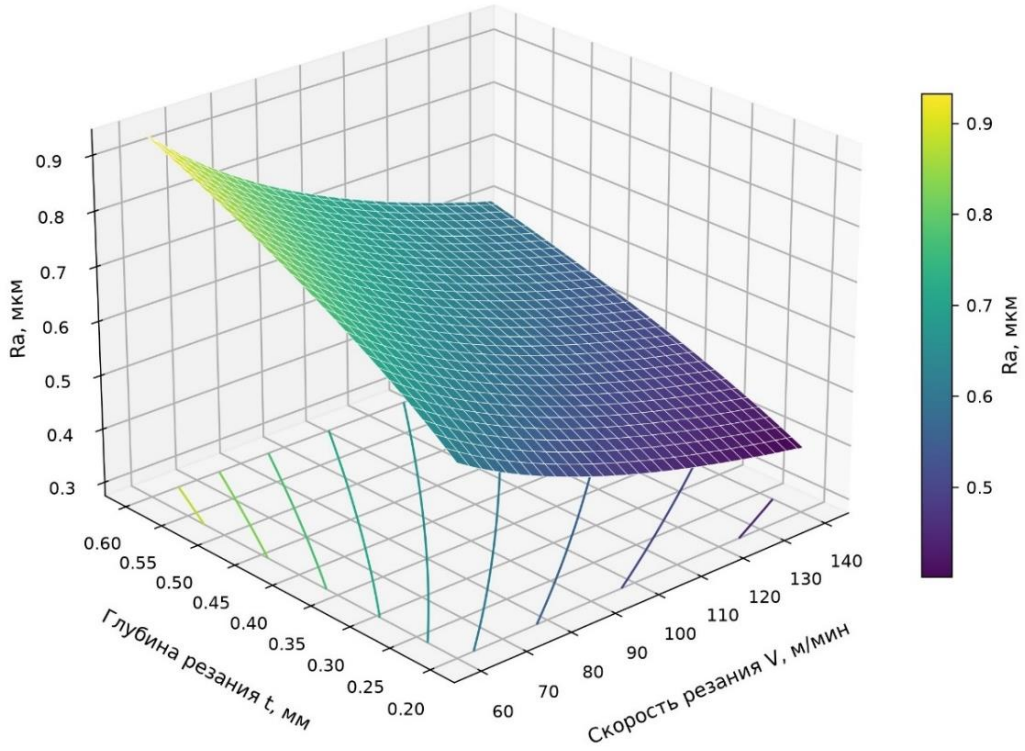



Рисунок 4.14 – Поверхность отклика шероховатости обработанной поверхности от скорости и глубины резания при постоянной подаче 0,15 мм/об

На поверхности, представленной на рисунке 4.15, наиболее заметна асимметрия влияния факторов. Вдоль оси подачи шероховатость изменяется в 1,83 раза при изменении подачи, тогда как вдоль оси скорости – в 1,57 раза. Наклон поверхности по подаче заметно круче, и она является определяющим фактором качества поверхности. Даже в наихудшем сочетании режимов разработанный инструмент обеспечивает шероховатость, отвечающую требованиям чистовой обработки.

Поверхность на рисунке 4.16 монотонно возрастает по обоим направлениям, поскольку и подача, и глубина резания входят в модель с положительными показателями степени. Минимум показателя шероховатости лежит в вершине с наименьшими значениями обоих факторов, максимум – в противоположной вершине. Поверхность имеет вид слегка выпуклого вверх ската – выпуклость обусловлена тем, что оба показателя степени меньше единицы, то есть прирост шероховатости замедляется по мере увеличения факторов. Сравнение крутизны показывает, что подача влияет сильнее глубины. С точки зрения производительности это означает, что при необходимости увеличить съём материала предпочтительно наращивать глубину резания, а не подачу: при одинаковом приросте объёма снимаемого материала ухудшение шероховатости оказывается меньшим.

В исследованной области ни одна из поверхностей не имеет внутреннего экстремума, все они монотонны по обоим направлениям. Это подтверждает правомерность применения линейной в логарифмах модели без квадратичных членов и означает, что оптимальный по шероховатости режим лежит на границе области варьирования – при максимальной скорости, минимальной подаче и минимальной глубине резания.

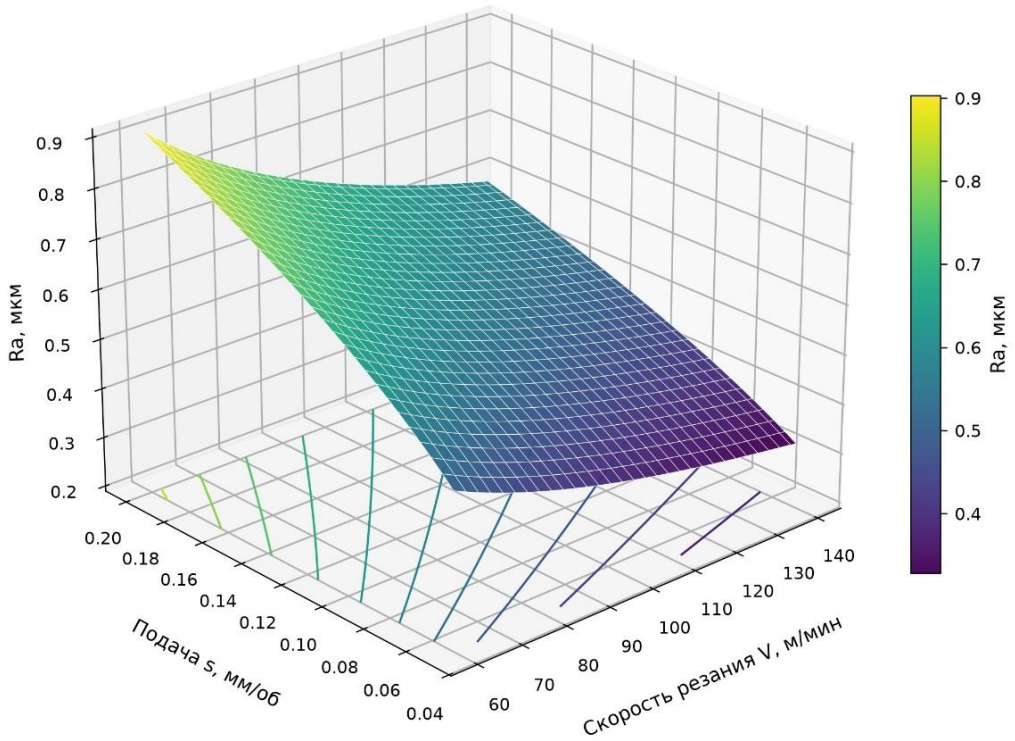



Рисунок 4.15 – Поверхность отклика шероховатости обработанной поверхности от скорости резания и подачи при постоянной глубине 0,4 мм

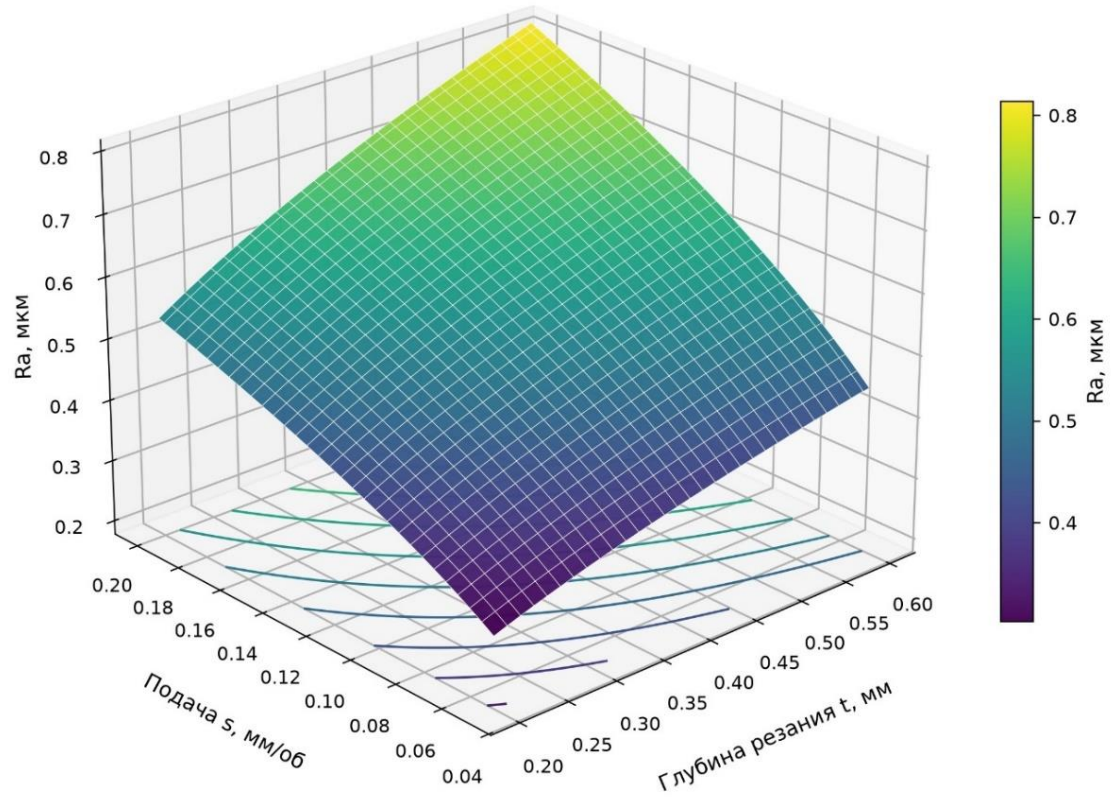



Рисунок 4.16 – Поверхность отклика шероховатости обработанной поверхности от глубины и подачи при постоянной скорости резания 100 м/мин

## 4.3 Зависимость сил резания от режимов обработки

Для определения сил резания, возникающих при обработке закаленной стали 4Х5МФС, использовали трехкомпонентный динамометр для измерения трех ортогональных составляющих сил резания при точении Kistler Type 9257B (Kistler Group, Швейцария), представленный на рисунке 4.17, обладающий высокой жесткостью и, следовательно, высокой собственной частотой. Высокое разрешение позволяет измерять мельчайшие динамические изменения сил.

Динамометр включает четыре трёхкомпонентных силовых датчика, которые монтируются с высоким предварительным натяжением между базовой и верхней плитами. В состав каждого датчика входят три пары кварцевых пластин: одна пара реагирует на сжатие вдоль оси Z, а две оставшиеся – на сдвиговые нагрузки по осям X и Y. Благодаря такой конструкции измерение составляющих силы происходит практически без смещения элементов.




Рисунок 4.17 – Динамометр Kistler Type 9257B

Для закрепления динамометра на станину станка использовали переходные фланцы. На рисунке 4.18 показана установка динамометра на станине токарного станка, а на рисунке 4.19 – закрепление резца к динамометру с помощью оснастки Type 9403.

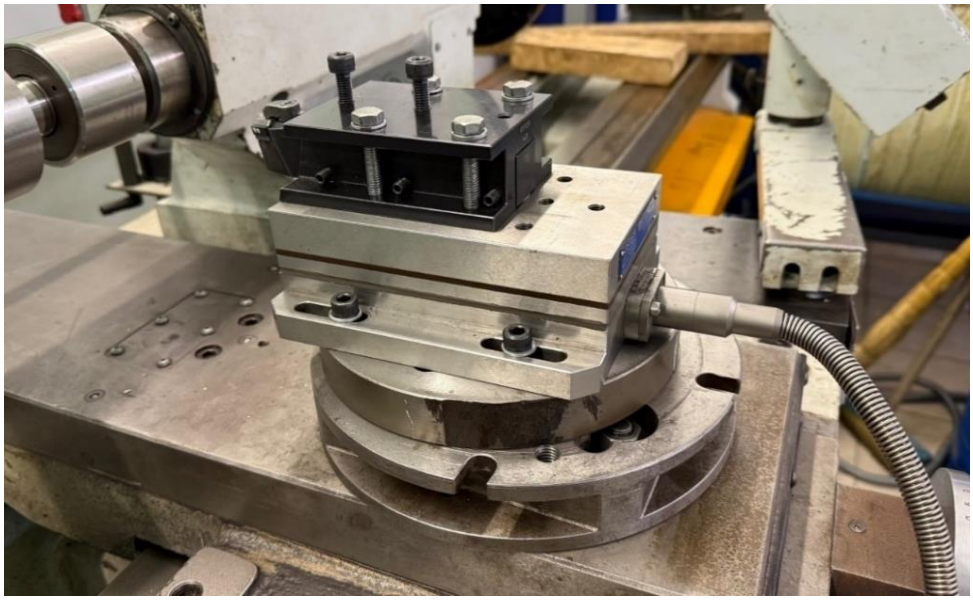


Рисунок 4.18 – Закрепление динамометра на станине станка

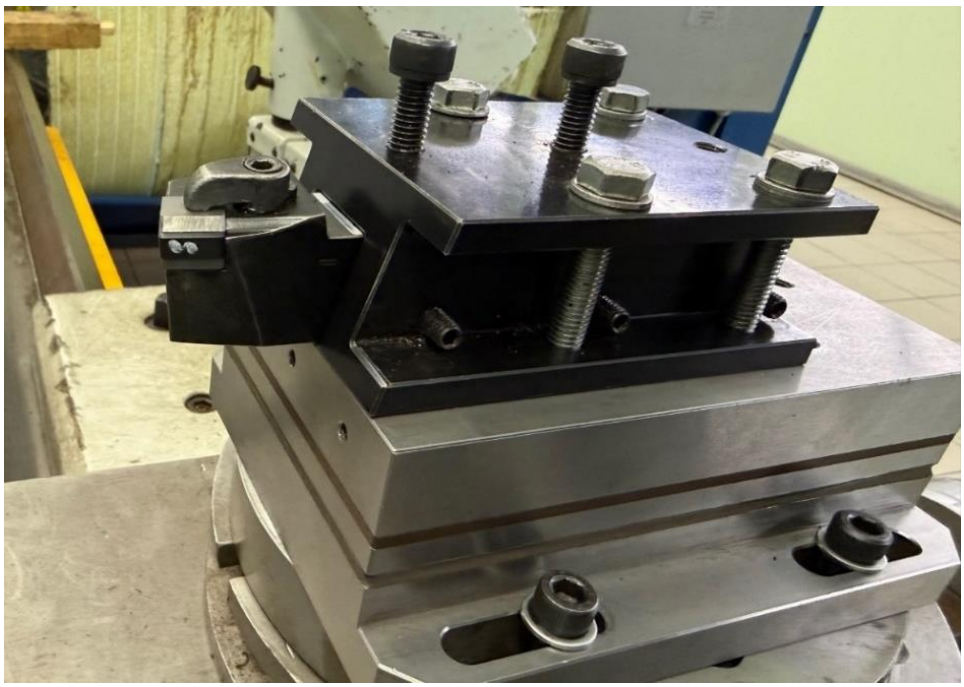


Рисунок 4.19 – Закрепление токарного резца к динамометру

Совместно с динамометром использовали многоканальный усилитель заряда для многокомпонентного измерения силы 5070A (рисунок 4.20). Пьезоэлектрические датчики силы генерируют электрический заряд, который изменяется прямо пропорционально нагрузке, действующей на датчик. Затем усилитель заряда преобразует электрический заряд в пропорциональное напряжение.




Рисунок 4.20 – Многоканальный усилитель заряда 5070A

В принятой системе координат станка составляющие силы резания обозначены следующим образом: $P_z$ – главная составляющая, направленная по вектору скорости резания и определяющая мощность резания и крутящий момент на шпинделе, $P_y$ – радиальная составляющая, направленная по нормали к обработанной поверхности и определяющая упругие отжатия в технологической системе и, следовательно, погрешность формы, $P_x$ – осевая составляющая, направленная вдоль оси заготовки и нагружающая механизм подач.

Каждое значение получено осреднением записи на установившемся участке резания длительностью не менее 10 с. Каждый опыт выполнен с трёхкратной повторностью.

Равнодействующую силу резания рассчитывали, как геометрическую сумму трёх составляющих сил резания:

$$P = \sqrt{P_z^2 + P_y^2 + P_x^2} \tag{4.46}$$

### 4.3.1 Однофакторный эксперимент

#### 4.3.1.1 Главная составляющая силы резания

На рисунке 4.21 представлены зависимости главной составляющей силы резания $P_z$ от скорости резания для рассматриваемых инструментов.

В исследованном диапазоне главная составляющая монотонно убывает для разработанного инструмента на 17,6 %. Основная причина – тепловое разупрочнение тонкого контактного слоя обрабатываемого материала: с ростом скорости температура в зоне стружкообразования повышается, сопротивление сдвигу падает, а коэффициент трения на передней поверхности уменьшается.

Регрессионные уравнения зависимости главной составляющей силы резания от скорости имеют вид (4.47)–(4.49):

$$Pz_{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}(V) = 0{,}38 \times V^{-0{,}23} \quad (4.47)$$

$$Pz_{\text{ВОК-60}}(V) = 0{,}45 \times V^{-0{,}23} \quad (4.48)$$

$$Pz_{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}(V) = 0{,}52 \times V^{-0{,}23} \quad (4.49)$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.47)–(4.49) составляли 0,9959, 0,9971 и 0,9958, соответственно.

Зависимость той же составляющей от подачи приведена на рисунке 4.22.

Увеличение подачи с 0,05 до 0,20 мм/об повышает главную составляющую в 1,70 раза. Прирост заметно отстаёт от роста площади сечения среза, которая увеличивается пропорционально подаче. Отставание отражает падение удельной силы резания при утолщении срезаемого слоя – доля упругопластического деформирования в общей работе резания уменьшается, а доля собственно сдвига возрастает.

Уравнения регрессии представлены ниже (4.50)–(4.52):

$$Pz_{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}(s) = 0{,}28 \times s^{0{,}37} \quad (4.50)$$

$$Pz_{\text{ВОК-60}}(s) = 0{,}33 \times s^{0{,}37} \quad (4.51)$$

$$Pz_{\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ti(C,N)}}(s) = 0{,}38 \times s^{0{,}38} \quad (4.52)$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.50)–(4.52) составляли 0,9754, 0,9775 и 0,9794, соответственно.

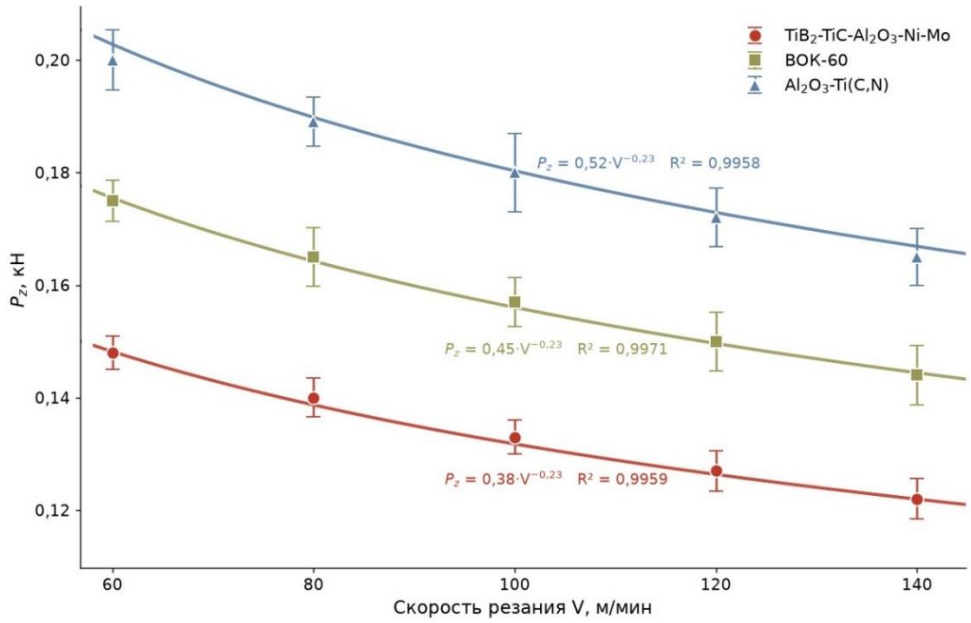



Рисунок 4.21 – Зависимости главной составляющей силы резания $P_z$ от скорости резания ($t$ = 0,4 мм; $s$ = 0,15 мм/об)

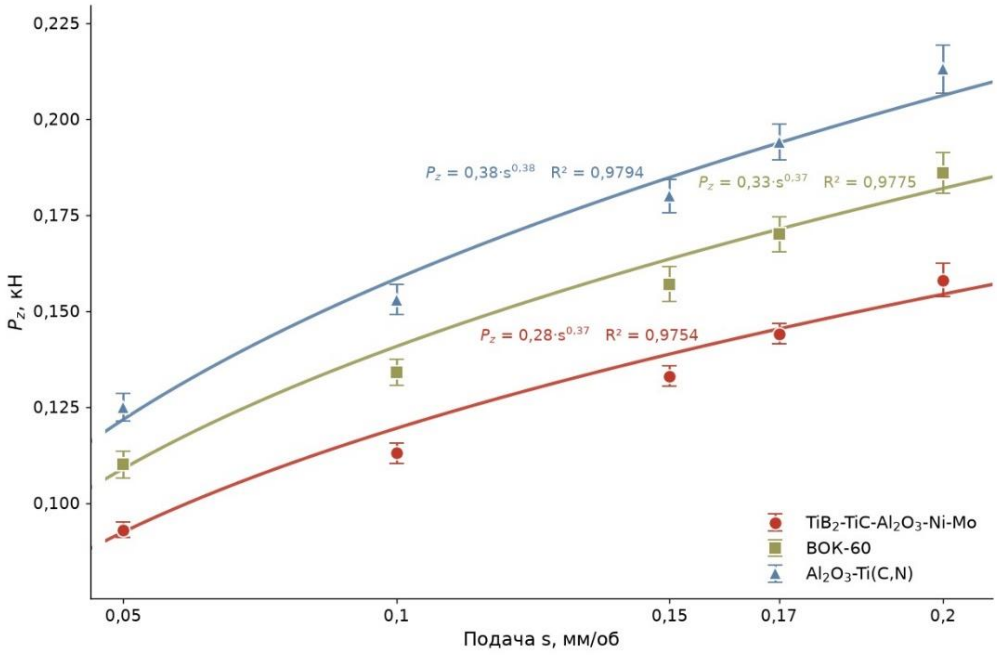



Рисунок 4.22 – Зависимость главной составляющей силы резания $P_z$ от подачи ($V$ = 100 м/мин; $t$ = 0,4 мм)

Характер влияния глубины резания виден на рисунке 4.23.

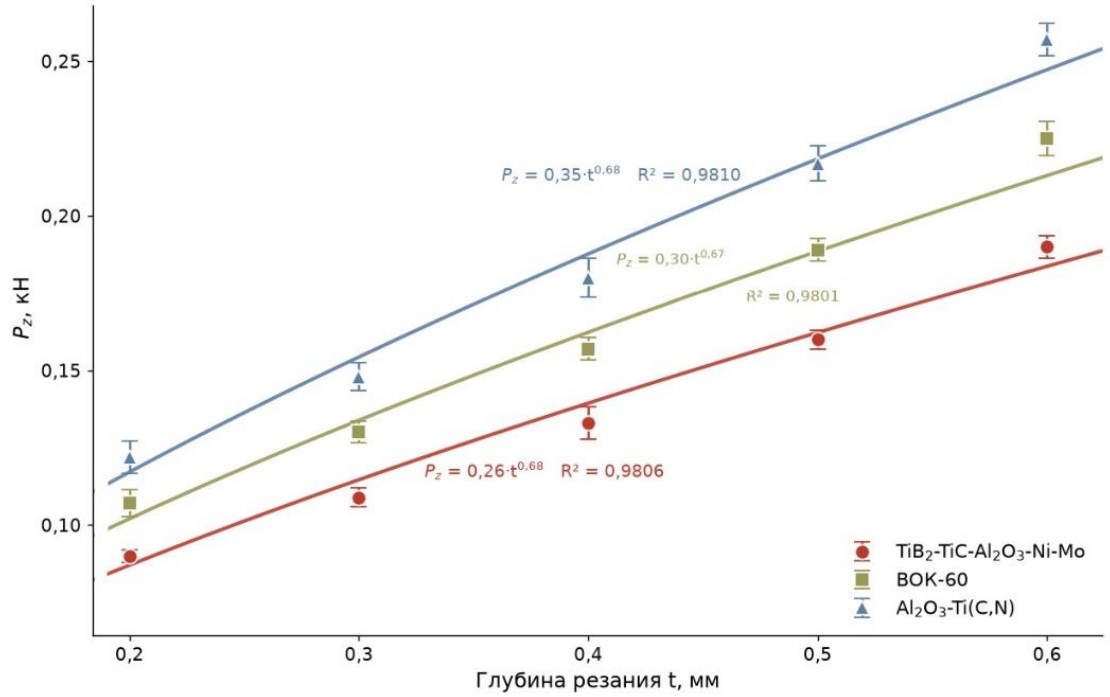



Рисунок 4.23 – Зависимость главной составляющей силы резания $P_z$ от глубины резания ($V$ = 100 м/мин; $s$ = 0,15 мм/об)

Глубина резания изменяет главную составляющую сильнее остальных факторов: при переходе от 0,2 к 0,6 мм она возрастает в 2,11 раза. Механизм тот же, что и при увеличении подачи: удельная сила резания снижается по мере роста нагрузки на кромку, поэтому сила отстаёт от геометрического прироста сечения.

Уравнения регрессии выражены следующим образом (4.53)–(4.55):

$$Pz_{\mathrm{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}}(t) = 0{,}26 \times t^{0{,}68} \tag{4.53}$$

$$Pz_{\mathrm{BOK\text{-}60}}(t) = 0{,}30 \times t^{0{,}67} \tag{4.54}$$

$$Pz_{\mathrm{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}}(t) = 0{,}35 \times t^{0{,}68} \tag{4.55}$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.53)–(4.55) составляли 0,9806, 0,9801 и 0,9810, соответственно.

Статистическая оценка приведённых уравнений выполнена по формулам раздела 4.2.1 и сведена в таблице 4.18.

Таблица 4.18 – Статистическая оценка однофакторных моделей главной составляющей силы резания

| **Фактор** | **Модель** | $R^2$ | $R^2_{ск.}$ | **S(n)** | $d_{расч.}$ | **p** | **95 % доверительный интервал** | $\delta_{max}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| *V* | $0{,}38\times V^{-0{,}23}$ | 0,9959 | 0,9945 | 0,0085 | 27,0 | $1{,}1\times10^{-4}$ | [−0,256; −0,202] | 0,52 |
| | $0{,}45\times V^{-0{,}23}$ | 0,9971 | 0,9961 | 0,0072 | 31,9 | $6{,}7\times10^{-5}$ | [−0,252; −0,207] | 0,46 |
| | $0{,}52\times V^{-0{,}23}$ | 0,9958 | 0,9944 | 0,0085 | 26,6 | $1{,}2\times10^{-4}$ | [−0,253; −0,199] | 0,55 |
| *s* | $0{,}28\times s^{0{,}37}$ | 0,9754 | 0,9672 | 0,0342 | 10,9 | $1{,}6\times10^{-3}$ | [0,265; 0,482] | 4,00 |
| | $0{,}33\times s^{0{,}37}$ | 0,9775 | 0,9700 | 0,0324 | 11,4 | $1{,}4\times10^{-3}$ | [0,267; 0,473] | 3,67 |
| | $0{,}38\times s^{0{,}38}$ | 0,9794 | 0,9726 | 0,0314 | 11,9 | $1{,}3\times10^{-3}$ | [0,275; 0,475] | 3,61 |
| *t* | $0{,}26\times t^{\,0{,}68}$ | 0,9806 | 0,9741 | 0,0551 | 12,3 | $1{,}2\times10^{-3}$ | [0,503; 0,854] | 4,30 |
| | $0{,}30\times t^{\,0{,}67}$ | 0,9801 | 0,9735 | 0,0553 | 12,2 | $1{,}2\times10^{-3}$ | [0,496; 0,847] | 4,45 |
| | $0{,}35\times t^{\,0{,}68}$ | 0,9810 | 0,9747 | 0,0543 | 12,5 | $1{,}1\times10^{-3}$ | [0,504; 0,849] | 4,16 |

### 4.3.1.2 Радиальная составляющая силы резания

Рисунок 4.24 характеризует поведение радиальной составляющей при изменении скорости резания.

Качественно картина повторяет главную составляющую, однако радиальная составляющая почти вдвое больше по абсолютной величине, и именно она определяет упругие отжатия в технологической системе и погрешность формы обработанной поверхности. При повышении скорости от 60 до 140 м/мин она снижается на 18,0 %.

Регрессионные уравнения зависимости радиальной составляющей силы резания от скорости имеют вид (4.56)–(4.58):

$$Py_{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}(V) = 0{,}72\times V^{-0{,}23} \tag{4.56}$$

$$Py_{ВОК\text{-}60}(V) = 0{,}84\times V^{-0{,}23} \tag{4.57}$$

$$Py_{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}(V) = 0{,}96\times V^{-0{,}23} \tag{4.58}$$

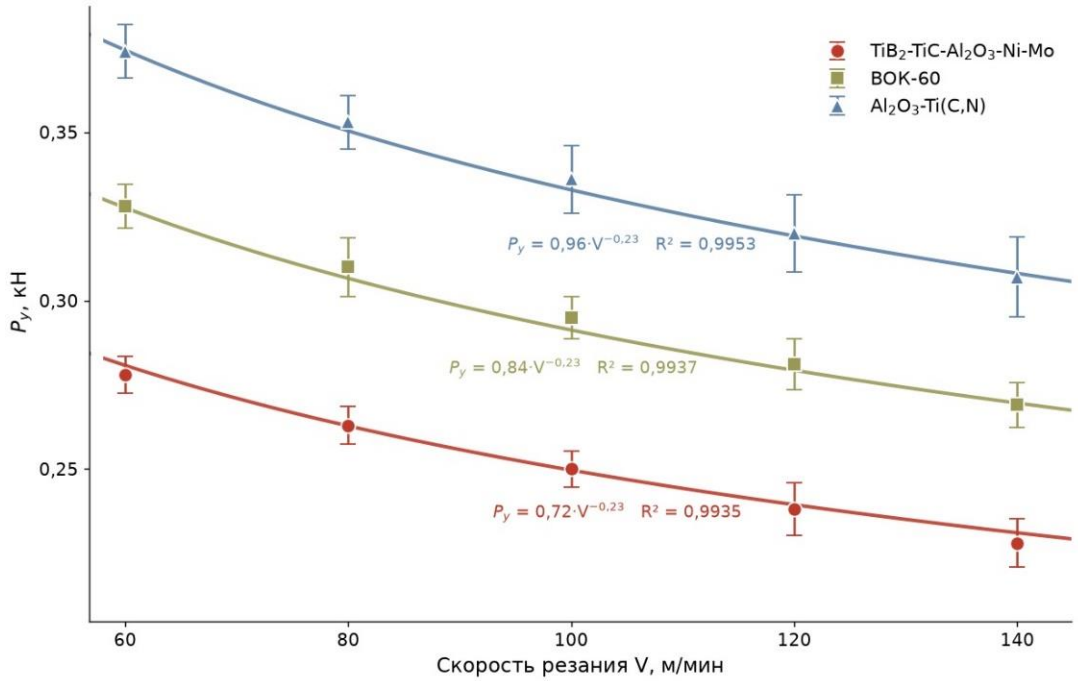



Рисунок 4.24 – Зависимости радиальной составляющей силы резания $P_y$ от скорости резания ($t$ = 0,4 мм; $s$ = 0,15 мм/об)

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.56)–(4.58) составляли 0,9935, 0,9937 и 0,9953, соответственно.

Влияние подачи на радиальную составляющую представлено на рисунке 4.25.

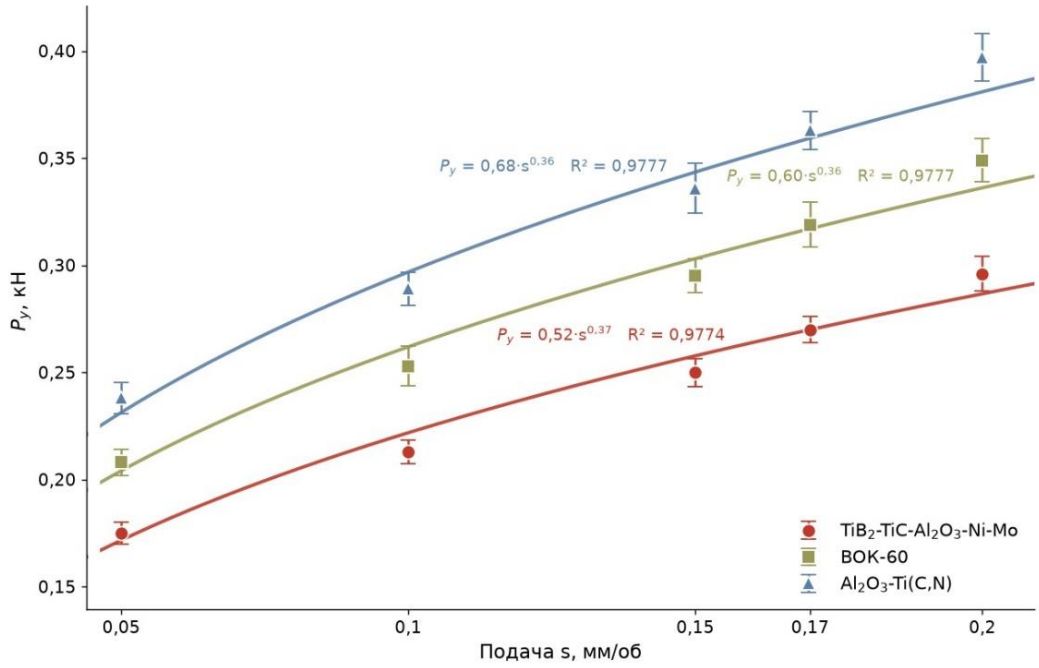



Рисунок 4.25 – Зависимость радиальной составляющей силы резания $P_y$ от подачи ($V$ = 100 м/мин; $t$ = 0,4 мм)

При увеличении подачи в четыре раза, радиальная составляющая возрастает в 1,69 раза. Здесь наблюдается схожая специфика изменений, как и у главной составляющей силы резания: рост обусловлен увеличением площади сечения среза.

Уравнения регрессии представлены ниже (4.59)–(4.61):

$$Py_{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}(s) = 0{,}52 \times s^{0{,}37} \quad (4.59)$$

$$Py_{ВОК\text{-}60}(s) = 0{,}60 \times s^{0{,}36} \quad (4.60)$$

$$Py_{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}(s) = 0{,}68 \times s^{0{,}36} \quad (4.61)$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.59)–(4.61) составляли 0,9774, 0,9777 и 0,9777, соответственно.

Зависимость радиальной составляющей от глубины резания показана на рисунке 4.26.

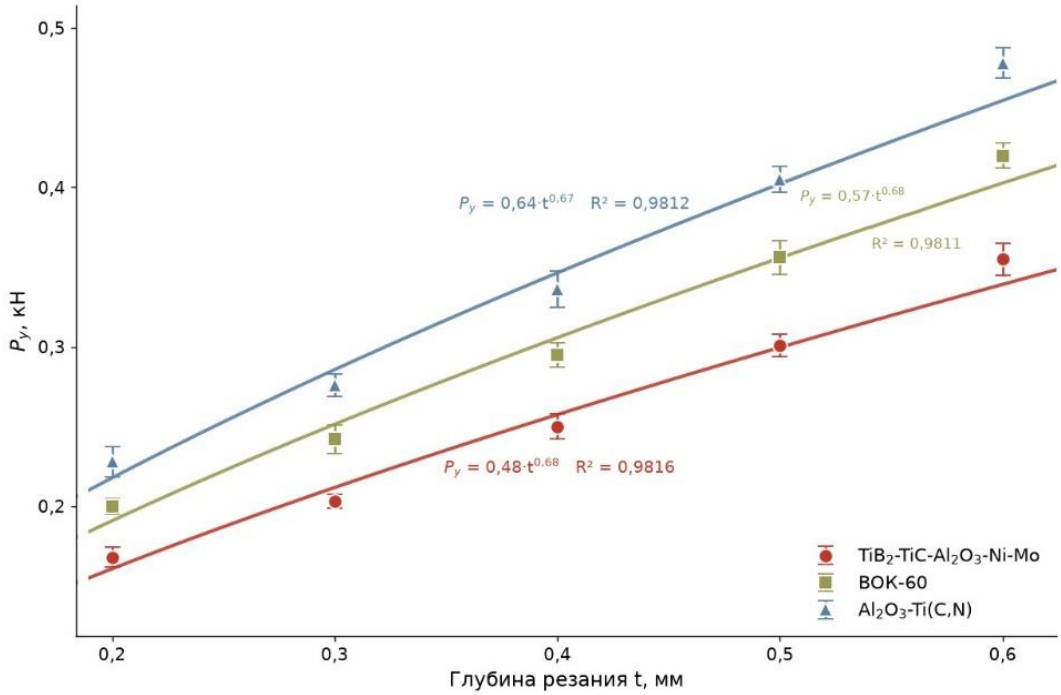



Рисунок 4.26 – Зависимость радиальной составляющей силы резания $P_y$ от глубины резания ($V$ = 100 м/мин; $s$ = 0,15 мм/об)

Глубина резания оказывает наиболее сильное влияние: при её увеличении от 0,2 до 0,6 мм радиальная составляющая возрастает в 2,1 раза.

Уравнения регрессии выражены следующим образом (4.62)–(4.64):

$$Py_{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}(t) = 0{,}48 \times t^{0{,}68} \quad (4.62)$$

$$Py_{ВОК\text{-}60}(t) = 0{,}57 \times t^{0{,}68} \quad (4.63)$$

$$Py_{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}(t) = 0{,}64 \times t^{0{,}67} \quad (4.64)$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.62)–(4.64) составляли 0,9816, 0,9811 и 0,9812, соответственно.

Снижение радиальной составляющей силы резания относительно ВОК-60 составляет 15 %, относительно $Al_2O_3$-Ti(C,N) – 26 %.

Статистическая оценка приведённых уравнений сведена в таблице 4.19.

Таблица 4.19 – Статистическая оценка однофакторных моделей радиальной составляющей силы резания

| **Фактор** | **Модель** | $R^2$ | $R^2_{ск.}$ | ***S(n)*** | $d_{расч.}$ | ***p*** | **95 % доверительный интервал** | $\delta_{max}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| *V* | $0{,}72 \times V^{-0{,}23}$ | 0,9935 | 0,9913 | 0,0109 | 21,4 | $2{,}2 \times 10^{-4}$ | [−0,269; −0,199] | 0,69 |
| | $0{,}84 \times V^{-0{,}23}$ | 0,9937 | 0,9916 | 0,0107 | 21,8 | $2{,}1 \times 10^{-4}$ | [−0,267; −0,199] | 0,71 |
| | $0{,}96 \times V^{-0{,}23}$ | 0,9953 | 0,9937 | 0,0092 | 25,2 | $1{,}4 \times 10^{-4}$ | [−0,262; −0,203] | 0,65 |
| *s* | $0{,}52 \times s^{0{,}37}$ | 0,9774 | 0,9699 | 0,0325 | 11,4 | $1{,}5 \times 10^{-3}$ | [0,267; 0,474] | 3,74 |
| | $0{,}60 \times s^{0{,}36}$ | 0,9777 | 0,9703 | 0,0317 | 11,5 | $1{,}4 \times 10^{-3}$ | [0,263; 0,465] | 3,47 |
| | $0{,}68 \times s^{0{,}36}$ | 0,9777 | 0,9703 | 0,0313 | 11,5 | $1{,}4 \times 10^{-3}$ | [0,260; 0,459] | 3,46 |
| *t* | $0{,}48 \times t^{0{,}68}$ | 0,9816 | 0,9755 | 0,0540 | 12,6 | $1{,}1 \times 10^{-3}$ | [0,511; 0,855] | 4,70 |
| | $0{,}57 \times t^{0{,}68}$ | 0,9811 | 0,9748 | 0,0542 | 12,5 | $1{,}1 \times 10^{-3}$ | [0,503; 0,848] | 4,31 |
| | $0{,}64 \times t^{0{,}67}$ | 0,9812 | 0,9750 | 0,0538 | 12,5 | $1{,}1 \times 10^{-3}$ | [0,502; 0,844] | 4,23 |

### 4.3.1.3 Осевая составляющая силы резания

Поведение осевой составляющей при изменении скорости резания иллюстрирует рисунок 4.27.

С увеличением скорости резания от 60 до 140 м/мин осевая составляющая снижается на 16,7 % для разработанного инструмента. Снижение объясняется ростом температуры в зоне резания, разупрочнением обрабатываемого материала в тонком контактном слое и уменьшением коэффициента трения на передней поверхности.

Регрессионные уравнения зависимости осевой составляющей силы резания от скорости имеют вид (4.65)–(4.67):

$$Px_{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}(V) = 0{,}18 \times V^{-0{,}22} \quad (4.65)$$

$$Px_{BOK\text{-}60}(V) = 0{,}24 \times V^{-0{,}24} \quad (4.66)$$

$$Px_{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}(V) = 0{,}26 \times V^{-0{,}23} \quad (4.67)$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.65)–(4.67) составляли 0,9976, 0,9946 и 0,9991, соответственно.

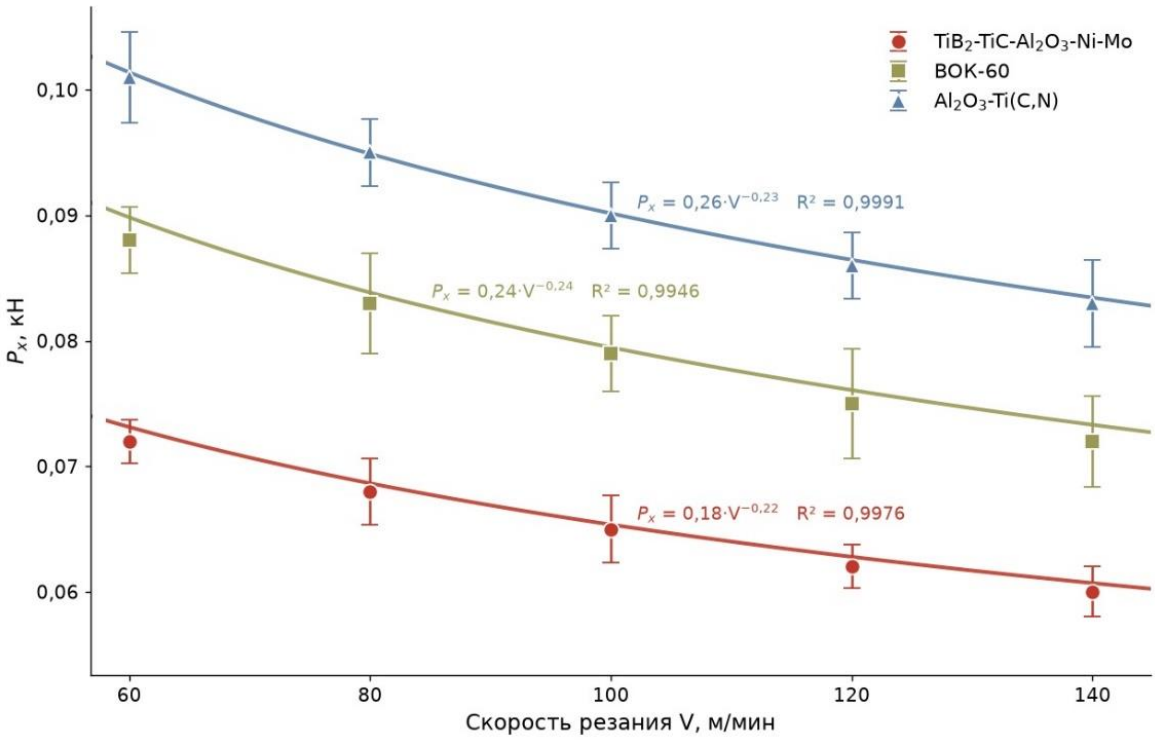



Рисунок 4.27 – Зависимости осевой составляющей силы резания $P_x$ от скорости резания ($t$ = 0,4 мм; $s$ = 0,15 мм/об)

На рисунке 4.28 представлены зависимости осевой составляющей силы резания от подачи.

Здесь осевая составляющая ведёт себя иначе, чем две другие: при четырёхкратном увеличении подачи она возрастает в 2,59 раза. Причина кроется в изменении рабочей длины кромки: с ростом подачи увеличивается не только толщина срезаемого слоя, но и протяжённость участка контакта вдоль криволинейной части кромки, наклон которой к оси заготовки даёт значительную осевую проекцию силы.

Уравнения регрессии представлены ниже (4.68)–(4.70):

$$Px_{\mathrm{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}}(s) = 0{,}24 \times s^{0{,}68} \tag{4.68}$$

$$Px_{\mathrm{BOK\text{-}60}}(s) = 0{,}29 \times s^{0{,}68} \tag{4.69}$$

$$Px_{\mathrm{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}}(s) = 0{,}32 \times s^{0{,}66} \tag{4.70}$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.68)–(4.70) составляли 0,9973, 0,9973 и 0,9970, соответственно.

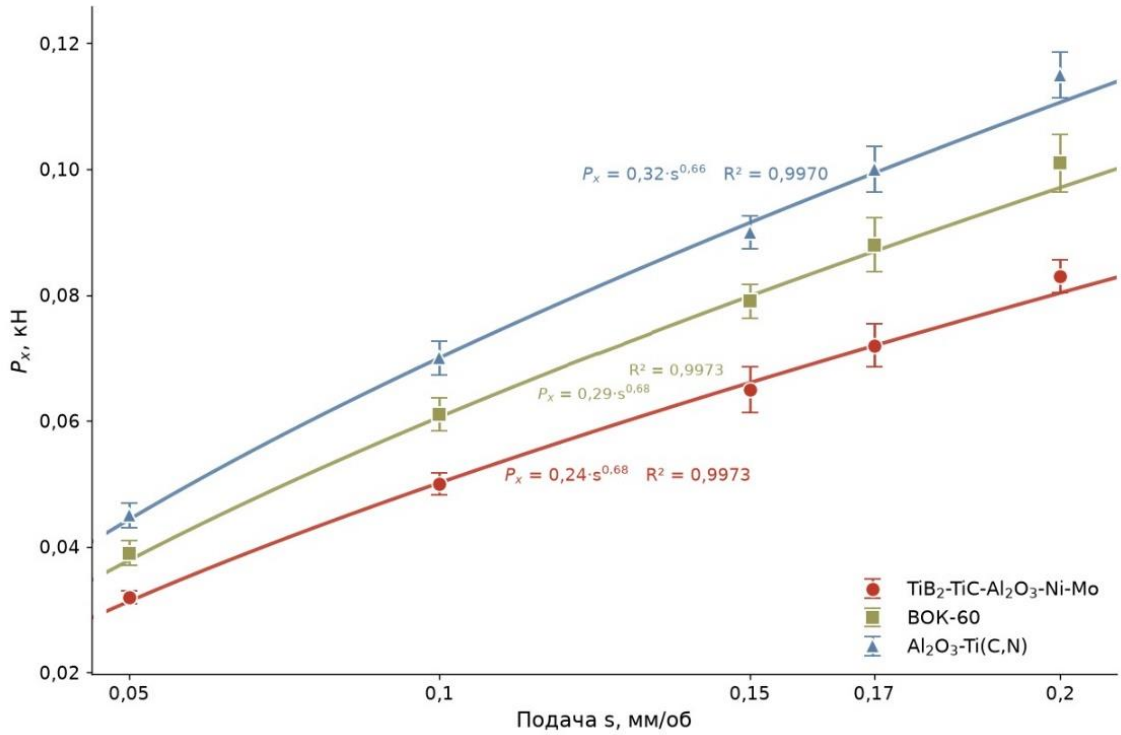



Рисунок 4.28 – Зависимость осевой составляющей силы резания $P_x$ от подачи ($V$ = 100 м/мин; $t$ = 0,4 мм)

На рисунке 4.29 представлены зависимости осевой составляющей силы резания от глубины резания.

Глубина резания оказывает наиболее сильное влияние: при её увеличении от 0,2 до 0,6 мм осевая составляющая возрастает в 4,14 раза. Показатель степени превышает единицу – это отличает осевую составляющую от двух других и объясняется изменением геометрии контакта: при малой глубине резания, сопоставимой с радиусом при вершине, в работе участвует только криволинейный участок кромки, и фактический угол в плане существенно меньше номинального, что уменьшает долю осевой проекции силы. По мере роста глубины в работу вступает прямолинейный участок кромки, угол в плане приближается к номинальному, и осевая составляющая растёт быстрее площади среза.

Уравнения регрессии выражены следующим образом (4.71)–(4.73):

$$Px_{\mathrm{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}}(t) = 0{,}22 \times t^{1{,}31} \tag{4.71}$$

$$Px_{\mathrm{BOK\text{-}60}}(t) = 0{,}27 \times t^{1{,}31} \tag{4.72}$$

$$Px_{\mathrm{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}}(t) = 0{,}30 \times t^{1{,}30} \tag{4.73}$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.71)–(4.73) составляли 0,9950, 0,9946 и 0,9951, соответственно.

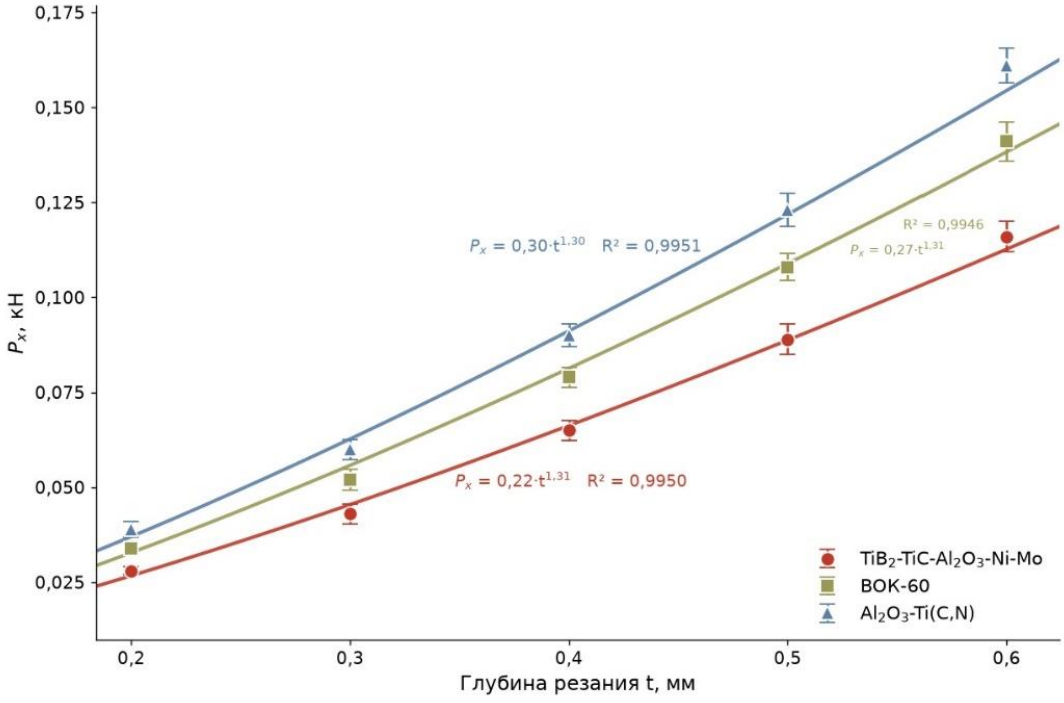



Рисунок 4.29 – Зависимость осевой составляющей силы резания $P_x$ от глубины резания ($V$ = 100 м/мин; $s$ = 0,15 мм/об)

Статистическая оценка приведённых уравнений выполнена по формулам раздела 4.2.1 и сведена в таблице 4.20.

Таблица 4.20 – Статистическая оценка однофакторных моделей осевой составляющей силы резания

| **Фактор** | **Модель** | $R^2$ | $R^2_{ск.}$ | $S(n)$ | $d_{расч.}$ | $p$ | **95 % доверительный интервал** | $\delta_{max}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| $V$ | $0{,}18\times V^{-0{,}22}$ | 0,9976 | 0,9967 | 0,0062 | 35,0 | $5{,}1\times10^{-5}$ | [−0,236; −0,197] | 0,53 |
| | $0{,}24\times V^{-0{,}24}$ | 0,9946 | 0,9928 | 0,0101 | 23,5 | $1{,}7\times10^{-4}$ | [−0,269; −0,205] | 0,77 |
| | $0{,}26\times V^{-0{,}23}$ | 0,9991 | 0,9987 | 0,0041 | 56,4 | $1{,}2\times10^{-5}$ | [−0,247; −0,220] | 0,34 |
| $s$ | $0{,}24\times s^{0{,}68}$ | 0,9973 | 0,9964 | 0,0204 | 33,2 | $6{,}0\times10^{-5}$ | [0,611; 0,740] | 2,72 |
| | $0{,}29\times s^{0{,}68}$ | 0,9973 | 0,9963 | 0,0204 | 33,0 | $6{,}1\times10^{-5}$ | [0,610; 0,740] | 2,61 |
| | $0{,}32\times s^{0{,}66}$ | 0,9970 | 0,9960 | 0,0211 | 31,4 | $7{,}1\times10^{-5}$ | [0,596; 0,731] | 2,77 |
| $t$ | $0{,}22\times t^{1{,}31}$ | 0,9950 | 0,9933 | 0,0534 | 24,4 | $1{,}5\times10^{-4}$ | [1,135; 1,475] | 5,90 |
| | $0{,}27\times t^{1{,}31}$ | 0,9946 | 0,9928 | 0,0555 | 23,5 | $1{,}7\times10^{-4}$ | [1,130; 1,483] | 6,24 |
| | $0{,}30\times t^{1{,}30}$ | 0,9951 | 0,9935 | 0,0525 | 24,7 | $1{,}5\times10^{-4}$ | [1,131; 1,466] | 5,53 |

### 4.3.1.4 Равнодействующая сила резания

На рисунке 4.30 представлены зависимости равнодействующей силы резания $P$ от скорости резания для рассматриваемых инструментов.

С увеличением скорости резания от 60 до 140 м/мин равнодействующая сила снижается на 17,8 % для $TiB_2$-TiC-$Al_2O_3$-Ni-Mo, на 17,9 % для ВОК-60 и на 17,8 % для $Al_2O_3$-Ti(C,N). Отрицательный показатель степени при скорости подтверждает известную закономерность: при более высоких скоростях уменьшается контактное давление и силовая нагруженность инструмента.

Регрессионные уравнения зависимости равнодействующей силы резания от скорости имеют вид (4.74)–(4.76):

$$P_{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}(V)=0{,}83\times V^{-0{,}23} \quad (4.74)$$

$$P_{ВОК\text{-}60}(V)=0{,}98\times V^{-0{,}23} \quad (4.75)$$

$$P_{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}(V)=1{,}1\times V^{-0{,}23} \quad (4.76)$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.74)–(4.76) составляли 0,9944, 0,9945 и 0,9957, соответственно.

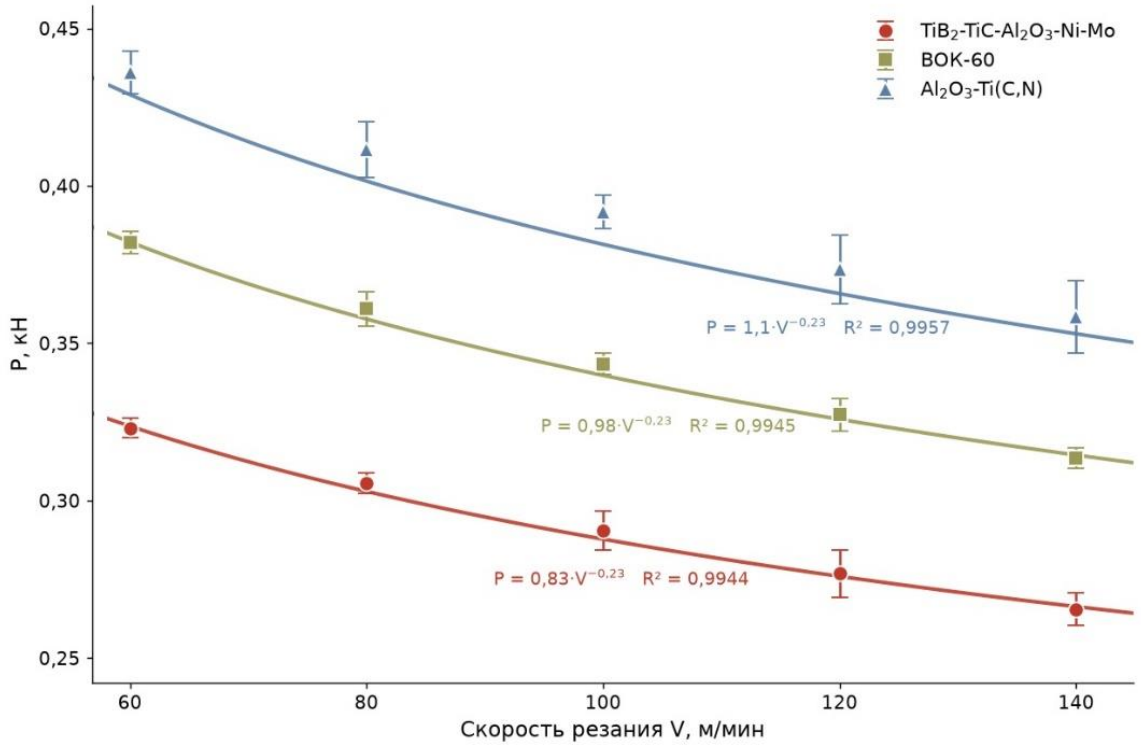



Рисунок 4.30 – Зависимости равнодействующей силы резания $P$ от скорости резания ($t$ = 0,4 мм; $s$ = 0,15 мм/об)

На рисунке 4.31 представлены зависимости равнодействующей силы резания $P$ от подачи. При увеличении подачи от 0,05 до 0,20 мм/об результирующая сила возрастает в 1,72 раза.

Уравнения регрессии представлены ниже (4.77)–(4.79):

$$P_{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}(s) = 0{,}61\times s^{0{,}38} \quad (4.77)$$

$$P_{BOK\text{-}60}(s) = 0{,}73\times s^{0{,}38} \quad (4.78)$$

$$P_{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}(s) = 0{,}83\times s^{0{,}38} \quad (4.79)$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.77)–(4.79) составляли 0,9782, 0,9788 и 0,9793, соответственно.

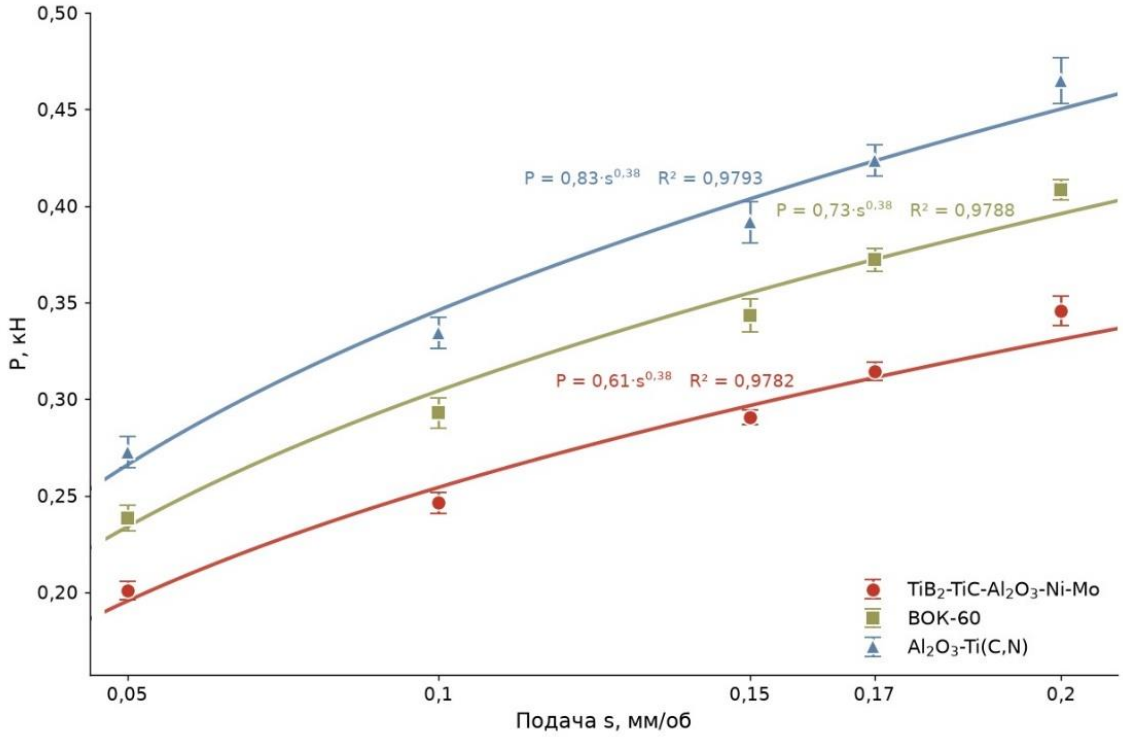



Рисунок 4.31 – Зависимость равнодействующей силы резания $P$ от подачи ($V$ = 100 м/мин; $t$ = 0,4 мм)

На рисунке 4.32 представлены зависимости равнодействующей силы резания $P$ от глубины резания.

Глубина резания оказывает наибольшее влияние на равнодействующую силу: при изменении от 0,2 до 0,6 мм она возрастает в 2,18 раза для разработанного инструмента.

Уравнения регрессии выражены следующим образом (4.80)–(4.82):

$$P_{\mathrm{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}}(t) = 0{,}58 \times t^{0{,}71} \tag{4.80}$$

$$P_{\mathrm{BOK\text{-}60}}(t) = 0{,}68 \times t^{0{,}70} \tag{4.81}$$

$$P_{\mathrm{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}}(t) = 0{,}77 \times t^{0{,}70} \tag{4.82}$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.80)–(4.82) составляли 0,9811, 0,9806 и 0,9808, соответственно.

Все полученные модели составляющих и равнодействующей силы резания значимы: расчётные значения критерия Стьюдента для показателей степени ($d_{расч}$ от 10,9 до 56,4, таблицы 4.18–4.21) превышают критическое значение $t_{кр}$ = 3,18 ($\alpha$ =

0,05; $f = 3$). Максимальное отклонение расчётных значений от экспериментальных не превышает 6,2 %.

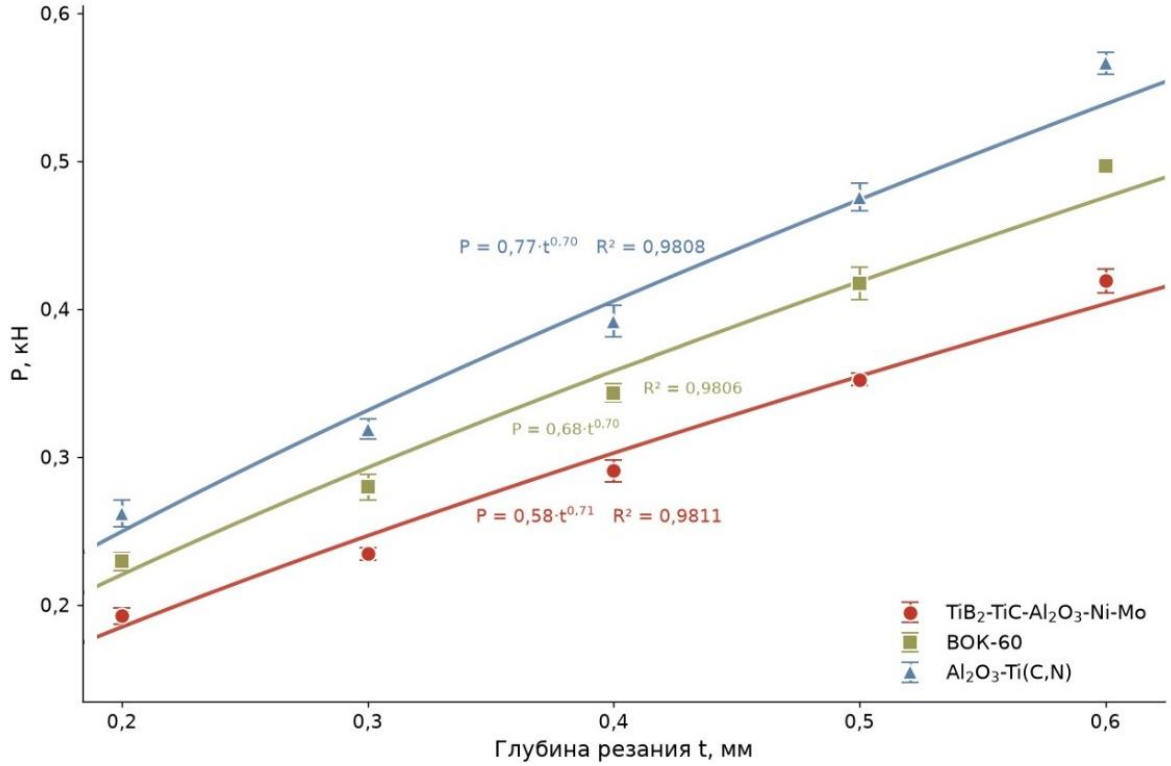



Рисунок 4.32 – Зависимость равнодействующей силы резания $P$ от глубины резания ($V = 100$ м/мин; $s = 0{,}15$ мм/об)

Сопоставление показателей степени между инструментальными материалами показывает, что для всех трёх керамик они совпадают в пределах доверительных интервалов. Различие сводится к постоянному множителю, то есть физическая картина процесса стружкообразования одинакова, а разработанный материал обеспечивает меньший уровень сил за счёт лучших фрикционных и теплофизических свойств. Снижение равнодействующей силы относительно ВОК-60 составляет 15 %, относительно $Al_2O_3$-Ti(C,N) – 26 %.

Статистическая оценка, представлена в таблице 4.21.

Таблица 4.21 – Статистическая оценка однофакторных моделей равнодействующей силы резания

| **Фактор** | **Модель** | $R^2$ | $R^2_{ск.}$ | ***S(n)*** | $d_{расч.}$ | ***p*** | **95 % доверительный интервал** | $\delta_{max}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| *V* | $0{,}83\times V^{-0{,}23}$ | 0,9944 | 0,9925 | 0,0101 | 23,0 | $1{,}8\times10^{-4}$ | [−0,264; −0,200] | 0,64 |
| | $0{,}98\times V^{-0{,}23}$ | 0,9945 | 0,9927 | 0,0099 | 23,4 | $1{,}7\times10^{-4}$ | [−0,264; −0,201] | 0,65 |
| | $1{,}1\times V^{-0{,}23}$ | 0,9957 | 0,9943 | 0,0088 | 26,3 | $1{,}2\times10^{-4}$ | [−0,259; −0,203] | 0,61 |
| *s* | $0{,}61\times s^{0{,}38}$ | 0,9782 | 0,9709 | 0,0330 | 11,6 | $1{,}4\times10^{-3}$ | [0,278; 0,488] | 3,79 |
| | $0{,}73\times s^{0{,}38}$ | 0,9788 | 0,9718 | 0,0321 | 11,8 | $1{,}3\times10^{-3}$ | [0,276; 0,480] | 3,51 |
| | $0{,}83\times s^{0{,}38}$ | 0,9793 | 0,9723 | 0,0316 | 11,9 | $1{,}3\times10^{-3}$ | [0,275; 0,476] | 3,51 |
| *t* | $0{,}58\times t^{0{,}71}$ | 0,9811 | 0,9747 | 0,0569 | 12,5 | $1{,}1\times10^{-3}$ | [0,528; 0,890] | 4,87 |
| | $0{,}68\times t^{0{,}70}$ | 0,9806 | 0,9741 | 0,0571 | 12,3 | $1{,}2\times10^{-3}$ | [0,521; 0,885] | 4,48 |
| | $0{,}77\times t^{0{,}70}$ | 0,9808 | 0,9744 | 0,0567 | 12,4 | $1{,}1\times10^{-3}$ | [0,522; 0,883] | 4,47 |

### 4.3.2 Полный факторный эксперимент

Для получения обобщённых моделей сил резания проведён полный факторный эксперимент $2^3$ по той же методике и расчетам, которые применялись ранее в главе 4. В таблице 4.22 представлена матрица планирования полного факторного эксперимента для разработанного инструмента.

В таблице 4.23 указаны коэффициенты регрессионных моделей и их значимость.

В исследованной области варьирования факторы действуют независимо, и модель сводится к произведению степенных функций. Физически это означает, что влияние, например, глубины резания на силу не зависит от того, при какой скорости ведётся обработка.

Рассчитанные показатели адекватности моделей представлены в таблице 4.24.

Таблица 4.22 – Матрица планирования полного факторного эксперимента

| № | $V$, м/мин | $s$, мм/об | $t$, мм | $x_1$ | $x_2$ | $x_3$ | $P_z$, кН | $P_y$, кН | $P_x$, кН | $P$, кН | ln $P$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | 140 | 0,20 | 0,6 | + | + | + | 0,178 | 0,342 | 0,127 | 0,4060 | −0,902 |
| 2 | 140 | 0,20 | 0,2 | + | + | − | 0,084 | 0,161 | 0,030 | 0,1841 | −1,693 |
| 3 | 140 | 0,05 | 0,6 | + | − | + | 0,107 | 0,205 | 0,048 | 0,2362 | −1,443 |
| 4 | 140 | 0,05 | 0,2 | + | − | − | 0,050 | 0,094 | 0,011 | 0,1071 | −2,235 |
| 5 | 60 | 0,20 | 0,6 | − | + | + | 0,221 | 0,410 | 0,151 | 0,4897 | −0,714 |
| 6 | 60 | 0,20 | 0,2 | − | + | − | 0,108 | 0,192 | 0,036 | 0,2232 | −1,500 |
| 7 | 60 | 0,05 | 0,6 | − | − | + | 0,128 | 0,248 | 0,059 | 0,2853 | −1,254 |
| 8 | 60 | 0,05 | 0,2 | − | − | − | 0,062 | 0,118 | 0,014 | 0,1340 | −2,010 |

Таблица 4.23 – Коэффициенты регрессионных моделей сил резания

| Коэффициент | $P_z$ | знач. | $P_y$ | знач. | $P_x$ | знач. | $P$ | знач. |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| $b_0$ | −2,2507 | – | −1,6153 | – | −3,1788 | – | −1,4686 | – |
| $b_1$ ($V$) | −0,1078 | знач. | −0,0969 | знач. | −0,1004 | знач. | −0,0992 | знач. |
| $b_2$ ($s$) | 0,2661 | знач. | 0,2549 | знач. | 0,4826 | знач. | 0,2667 | знач. |
| $b_3$ ($t$) | 0,3691 | знач. | 0,3793 | знач. | 0,7236 | знач. | 0,3904 | знач. |
| $b_{12}$ | −0,0092 | незн. | 0,0075 | незн. | 0,0115 | незн. | 0,0041 | незн. |
| $b_{13}$ | 0,0089 | незн. | 0,0040 | незн. | 0,0055 | незн. | 0,0052 | незн. |
| $b_{23}$ | −0,0023 | незн. | −0,0013 | незн. | −0,0044 | незн. | 0,0037 | незн. |
| $b_{123}$ | −0,0001 | незн. | −0,0053 | незн. | −0,0032 | незн. | −0,0038 | незн. |

Подстановкой выражений кодированных переменных в уравнения и потенцированием получили следующие степенные модели рассматриваемых сил резания (4.83)–(4.86):

$$P_z = 1{,}6 \times V^{-0{,}25} \times s^{0{,}38} \times t^{0{,}67} \quad (4.83)$$

$$P_y = 2{,}7 \times V^{-0{,}23} \times s^{0{,}37} \times t^{0{,}69} \quad (4.84)$$

$$P_x = 2{,}5 \times V^{-0{,}24} \times s^{0{,}7} \times t^{1{,}32} \quad (4.85)$$

$$P = 3{,}4 \times V^{-0{,}23} \times s^{0{,}39} \times t^{0{,}71} \quad (4.86)$$

Таблица 4.24 – Оценка адекватности моделей сил резания

| **Показатель** | $P_z$ | $P_y$ | $P_x$ | $P$ | **Критерий** |
|---|---|---|---|---|---|
| Критерий Кохрена | 0,2104 | 0,2173 | 0,2906 | 0,2101 | $G_{кр.}$ = 0,5157 |
| Дисперсия воспроизводимости | 0,00067 | 0,00077 | 0,00251 | 0,00049 | - |
| Дисперсия адекватности | 0,00101 | 0,00061 | 0,00115 | 0,00043 | - |
| Критерий Фишера | 1,51 | 0,80 | 0,46 | 0,88 | $F_{кр.}$ =3,01 |
| Коэффициент детерминации $R^2$ | 0,9992 | 0,9995 | 0,9997 | 0,9997 | - |
| Скорректированный $R^2$ | 0,9987 | 0,9992 | 0,9996 | 0,9995 | - |
| Прогнозируемый $R^2$ | 0,9969 | 0,9981 | 0,9990 | 0,9988 | разность с $R^2$ менее 0,2 |
| Максимальное отклонение, % | 2,03 | 1,83 | 2,49 | 1,67 | не более 5% |
| Среднее отклонение, % | 1,02 | 0,84 | 1,19 | 0,68 | - |

По полученной модели равнодействующей силы резания были построены поверхности отклика.

Поверхность отклика равнодействующей силы резания от скорости и глубины резания при постоянной подаче показана на рисунке 4.33. Трёхкратное увеличение глубины резания повышает силу в 2,2 раза, тогда как увеличение скорости более чем вдвое снижает её лишь на 18 %.

Поверхность отклика равнодействующей силы резания от скорости и подачи при постоянной глубине резания показана на рисунке 4.34. Увеличение подачи – наиболее выгодный способ повышения производительности с точки зрения силовой нагруженности: учетверение подачи повышает силу лишь в 1,7 раза. Однако сопоставление с поверхностью на рисунке 4.15 показывает, что по шероховатости подача является наихудшим фактором для наращивания, и окончательный выбор требует компромисса.

Поверхность, показанная на рисунке 4.35 монотонно возрастает по обоим направлениям и имеет наибольший размах из всех построенных. Именно эта пара факторов, определяющая площадь сечения среза, полностью управляет силовой нагруженностью. Сопоставление с рисунком 4.16 для шероховатости даёт основной технологический вывод: наращивать съём материала следует

преимущественно за счёт подачи, если ограничением выступает прочность инструмента и жёсткость системы, и за счёт глубины резания, если ограничением выступает шероховатость обработанной поверхности.

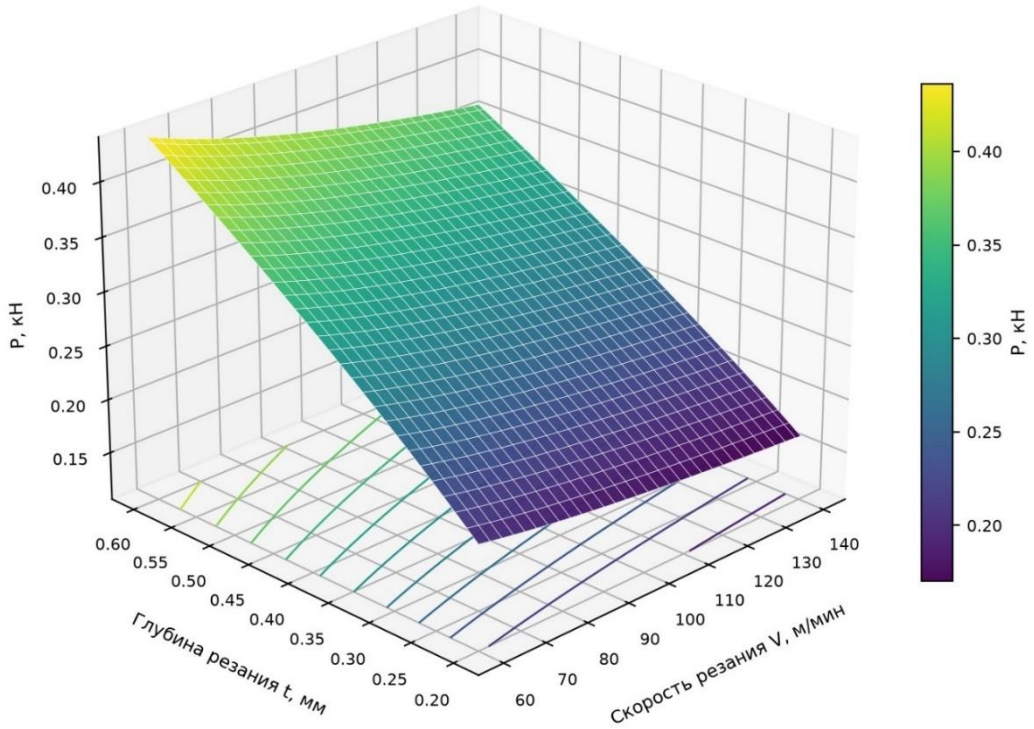



Рисунок 4.33 – Поверхность отклика равнодействующей силы резания от скорости и глубины резания при постоянной подаче 0,15 мм/об

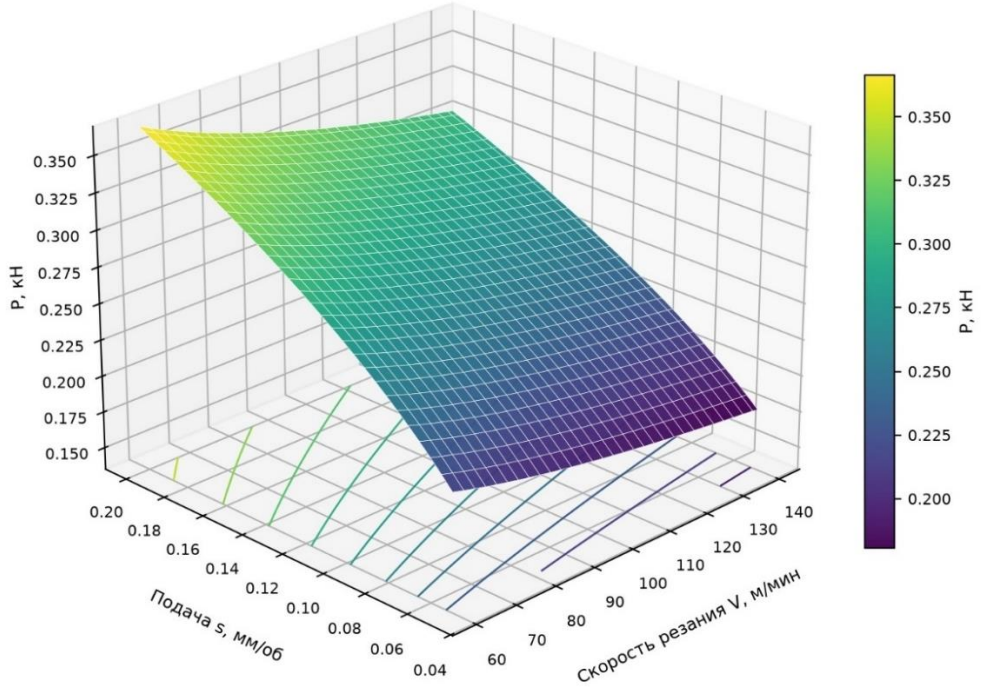



Рисунок 4.34 – Поверхность отклика равнодействующей силы резания от скорости резания и подачи при постоянной глубине 0,4 мм

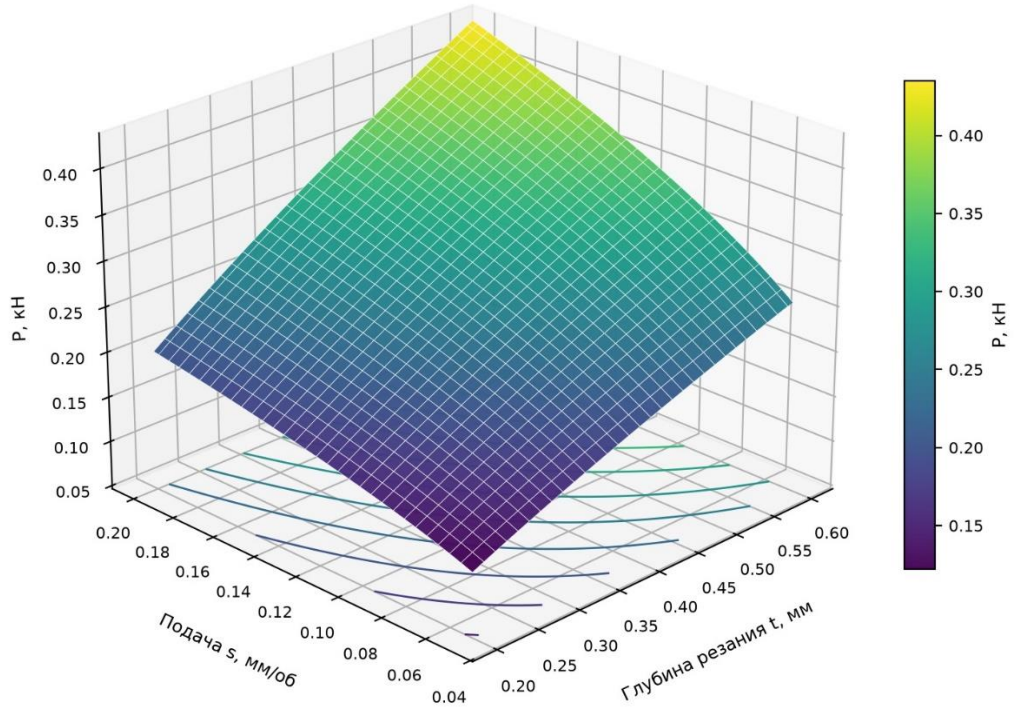



Рисунок 4.35 – Поверхность отклика равнодействующей силы резания от глубины резания и подачи при постоянной скорости резания 100 м/мин

Все три поверхности монотонны и не имеют внутренних экстремумов, что подтверждает адекватность линейной в логарифмах модели. Совместный анализ поверхностей шероховатости и силы резания показывает, что рациональный режим резания, находится в области умеренных значений обоих откликов.

## 4.4 Зависимость стойкости инструмента от режимов обработки

Шероховатость обработанной поверхности и силы резания характеризуют процесс в данный момент времени и измеряются при неизношенной режущей кромке. Технологическая применимость инструментального материала определяется третьим показателем – периодом стойкости, то есть временем работы инструмента до достижения заданной величины износа. В отличие от первых двух показателей период стойкости является интегральной характеристикой: он накапливает результат всех процессов, протекающих в зоне контакта за время работы, и именно он определяет расход инструмента и себестоимость операции.

Стойкостные испытания проведены на рациональном режиме, определённом в начале данной главы: $V = 100$ м/мин, $s = 0{,}15$ мм/об, $t = 0{,}4$ мм. За критерий отказа принята величина износа по задней поверхности $h_з = 0{,}3$ мм – значение, общепринятое при чистовом точении закалённых сталей инструментом из керамики. Износ контролировали на оптическом микроскопе через фиксированные промежутки времени. Каждое измерение выполнено с трёхкратной повторностью на трёх разных пластинах одной партии. Результаты измерений износа приведены в таблице 4.25.

Таблица 4.25 — Износ инструмента по задней поверхности в зависимости от времени работы

| | | **Износ по задней поверхности $h_з$, мм** | | |
|---|---|---|---|---|
| **№ изм.** | **τ, мин** | **$TiB_2$-TiC-$Al_2O_3$-Ni-Mo** | **ВОК-60** | **$Al_2O_3$-Ti(C,N)** |
| 1 | 1 | 0,04 ± 0,005 | 0,045 ± 0,005 | 0,055 ± 0,005 |
| 2 | 4 | 0,07 ± 0,005 | 0,09 ± 0,005 | 0,115 ± 0,005 |
| 3 | 8 | 0,1 ± 0,005 | 0,13 ± 0,009 | 0,18 ± 0,01 |
| 4 | 12 | 0,125 ± 0,009 | 0,175 ± 0,01 | 0,255 ± 0,022 |
| 5 | 16 | 0,155 ± 0,01 | 0,225 ± 0,013 | 0,36 ± 0,035 |
| 6 | 20 | 0,185 ± 0,013 | 0,29 ± 0,02 | |
| 7 | 24 | 0,22 ± 0,013 | 0,37 ± 0,028 | |
| 8 | 28 | 0,27 ± 0,020 | – | – |
| 9 | 32 | 0,35 ± 0,025 | – | – |

Однородность дисперсий повторностей проверена по критерию Кохрена: наибольшее расчётное значение $G$ меньше критического $G_{кр.}$, то есть ни одна точка кривой изнашивания не выделяется по разбросу.

На рисунке 4.36 представлен график кривых «износ-время» для рассматриваемых в данной работе инструментов при точении на рациональных режимах.

Кривые изнашивания имеют характерный трёхстадийный вид. Первая стадия – приработочная: за первые одну-две минуты работы износ нарастает с

повышенной интенсивностью, поскольку срабатываются микронеровности и дефектный слой режущей кромки, образовавшиеся при заточке и доводке. Вторая стадия – нормальный износ: зависимость близка к линейной, интенсивность изнашивания минимальна и постоянна, и именно эта стадия составляет основную часть периода стойкости. Третья стадия – катастрофический износ: при подходе к критерию отказа площадка износа достигает размеров, при которых резко возрастают контактные нагрузки и температура, интенсивность изнашивания нарастает лавинообразно и через короткий промежуток времени наступает разрушение режущего лезвия. Поскольку эксплуатация инструмента на третьей стадии недопустима, критерий отказа назначен в начале этой стадии.

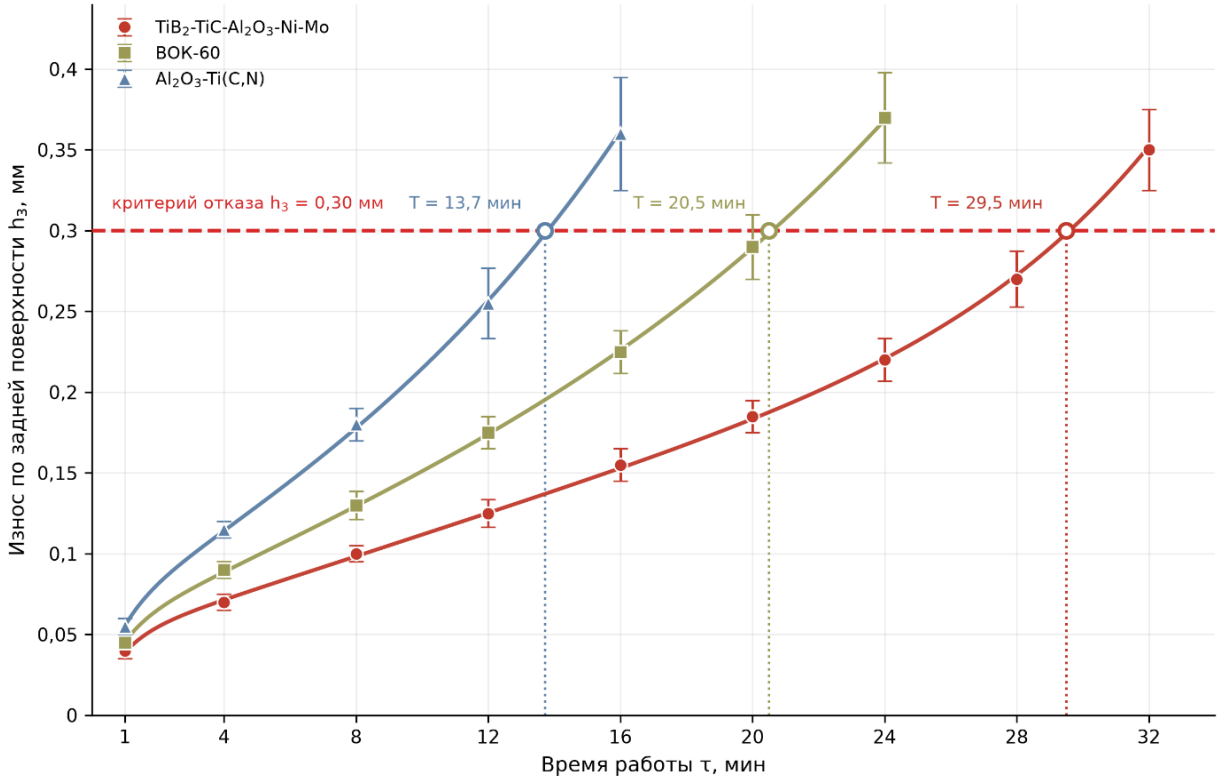



Рисунок 4.36 – График кривых «износ-время» рассматриваемых инструментов при точении стали 4Х5МФС

Периоды стойкости составляют 29,5 мин для разработанного инструментального материала $TiB_2$-TiC-$Al_2O_3$-Ni-Mo, 20,5 мин для ВОК-60 и 13,7 мин для $Al_2O_3$-Ti(C,N). Разработанный материал превосходит ВОК-60 в 1,44 раза (44 %) и $Al_2O_3$-Ti(C,N) в 2,15 (115 %) раза. Существенно, что преимущество сохраняется на всём протяжении испытания, а не только в момент отказа: при

любом фиксированном времени работы износ разработанного инструмента меньше, чем у обоих коммерческих материалов, причём разрыв нарастает с наработкой.

Полученный результат согласуется с данными по силам резания: меньшая силовая нагруженность режущего клина влечёт меньшее тепловыделение в зоне контакта и меньшие контактные напряжения, что замедляет диффузионный и адгезионный механизмы изнашивания. Таким образом, три исследованных показателя – сила резания, шероховатость и период стойкости – связаны единой причинно-следственной цепочкой, а не являются независимыми результатами.

### 4.4.1 Однофакторный эксперимент

Влияние режимов обработки на период стойкости исследовано по той же схеме, что представлена в предыдущих разделах: при варьировании одного фактора два других удерживались на уровнях рационального режима. Уровни варьирования приняты теми же, что в экспериментах по шероховатости и силам резания. В таблице 4.26 представлены результаты экспериментов.

Таблица 4.26 – Период стойкости инструментов

| **Варьируемый фактор** | **Значение** | **$TiB_2$-TiC-$Al_2O_3$-Ni-Mo** | **ВОК-60** | **$Al_2O_3$-Ti(C,N)** |
|---|---|---|---|---|
| *V* | 60 | 72,6 / 74,9 / 69,1 (72,2 ± 2,92) | 57,0 / 56,4 / 52,5 (55,3 ± 2,44) | 43,3 / 37,6 / 41,8 (40,9 ± 2,95) |
| | 80 | 48,2 / 44,1 / 46,3 (46,2 ± 2,05) | 30,4 / 33,3 / 32,6 (32,1 ± 1,51) | 21,3 / 21,9 / 19,8 (21 ± 1,08) |
| | 100 | 30,5 / 27,9 / 30,4 (29,6 ± 1,47) | 20,8 / 19,2 / 21,8 (20,6 ± 1,31) | 14,8 / 12,5 / 14,1 (13,8 ± 1,18) |
| | 120 | 21,4 / 19,2 / 22,4 (21 ± 1,64) | 13,9 / 13 / 14,5 (13,8 ± 0,75) | 8,4 / 9,7 / 9,5 (9,2 ± 0,7) |
| | 140 | 16,8 / 15,1 / 16,7 (16,2 ± 0,95) | 10 / 11,9 / 11,4 (11,1 ± 0,98) | 6,7 / 7,3 / 7,6 (7,2 ± 0,46) |

Продолжение таблицы 4.26

| | | | | |
|---|---|---|---|---|
| *s* | 0,05 | 36,4 / 34,8 / 37,7 (36,3 ± 1,45) | 25,3 / 26,9 / 27,6 (26,6 ± 1,18) | 16,7 / 18,9 / 18,4 (18 ± 1,15) |
| | 0,10 | 33,4 / 30,5 / 35,1 (33 ± 2,33) | 19,6 / 21,8 / 22,8 (21,4 ± 1,64) | 15,3 / 15,6 / 14,1 (15 ± 0,79) |
| | 0,15 | 30,7 / 27,7 / 30,4 (29,6 ± 1,65) | 19,4 / 21,1 / 21,3 (20,60 ± 1,04) | 14,2 / 14,8 / 12,4 (13,8 ± 1,25) |
| | 0,17 | 30,8 / 30 / 28 (29,6 ± 1,44) | 20,9 / 19,3 / 21,3 (20,5 ± 1,06) | 11,5 / 13,5 / 13,1 (12,7 ± 1,06) |
| | 0,20 | 28,2 / 27,4 / 25,1 (26,9 ± 1,61) | 19,9 / 18,3 / 20,3 (19,5 ± 1,06) | 14,7 / 13,6 / 12,5 (13,6 ± 1,1) |
| *t* | 0,20 | 34,8 / 34 / 32 (33,6 ± 1,44) | 24,6 / 22,4 / 24,1 (23,7 ± 1,15) | 15,4 / 15,7 / 14,2 (15,1 ± 0,79) |
| | 0,30 | 28,1 / 30,7 / 30,3 (29,7 ± 1,4) | 18,9 / 21,3 / 21,9 (20,7 ± 1,59) | 15,8 / 14,2 / 15,3 (15,1 ± 0,82) |
| | 0,40 | 27,2 / 30,2 / 31,4 (29,6 ± 2,16) | 19,4 / 21,6 / 20,8 (20,6 ± 1,11) | 12,6 / 13,8 / 15,0 (13,8 ± 1,2) |
| | 0,50 | 30,1 / 30,4 / 27,7 (29,4 ± 1,48) | 20,0 / 18,3 / 20,2 (19,5 ± 1,04) | 14,6 / 12,3 / 14,2 (13,7 ± 1,23) |
| | 0,60 | 27,9 / 28,8 / 26,1 (27,6 ± 1,37) | 21,3 / 18,1 / 20,3 (19,9 ± 1,64) | 11,2 / 13,4 / 12,3 (12,3 ± 1,1) |

На рисунке 4.37 представлены зависимости периода стойкости от скорости резания для рассматриваемых инструментов.

Регрессионные уравнения зависимости периода стойкости от скорости имеют вид (4.87)–(4.89):

$$T_{\mathrm{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}}(V) = 1{,}1\times10^{5}\times V^{-1{,}79} \tag{4.87}$$

$$T_{\mathrm{ВОК\text{-}60}}(V) = 1{,}5\times10^{5}\times V^{-1{,}94} \tag{4.88}$$

$$T_{\mathrm{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}}(V) = 1{,}8\times10^{5}\times V^{-2{,}06} \tag{4.89}$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.87)–(4.89) составляли 0,9980, 0,9979 и 0,9971, соответственно.

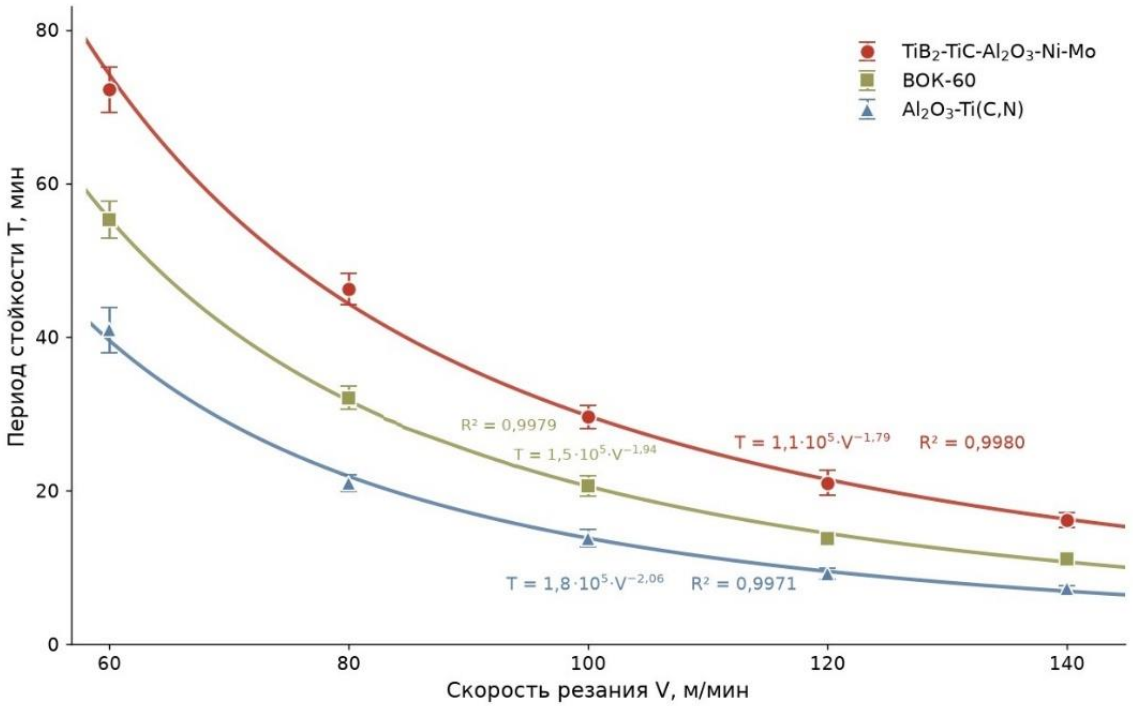



Рисунок 4.37 – Зависимости периода стойкости от скорости резания ($t$ = 0,4 мм; $s$ = 0,15 мм/об)

На рисунке 4.38 представлены зависимости периода стойкости от подачи.

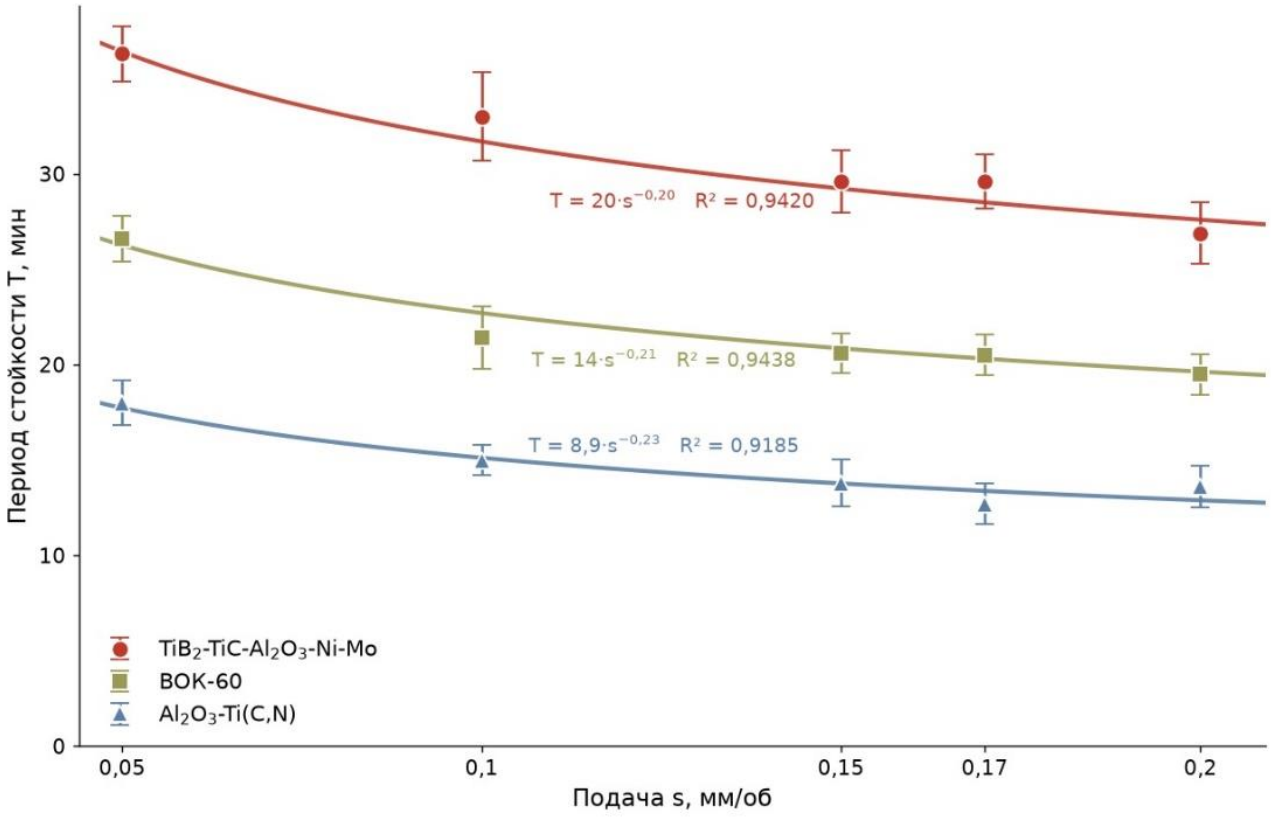



Рисунок 4.38 – Зависимость периода стойкости от подачи ($V$ = 100 м/мин; $t$ = 0,4 мм)

Уравнения регрессии представлены ниже (4.90)–(4.92):

$$T_{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}(s) = 20 \times s^{-0,20} \quad (4.90)$$

$$T_{ВОК\text{-}60}(s) = 14 \times s^{-0,21} \quad (4.91)$$

$$T_{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}(s) = 8,9 \times s^{-0,23} \quad (4.92)$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.90)–(4.92) составляли 0,9420, 0,9438 и 0,9185, соответственно.

На рисунке 4.39 представлены зависимости периода стойкости от глубины резания.

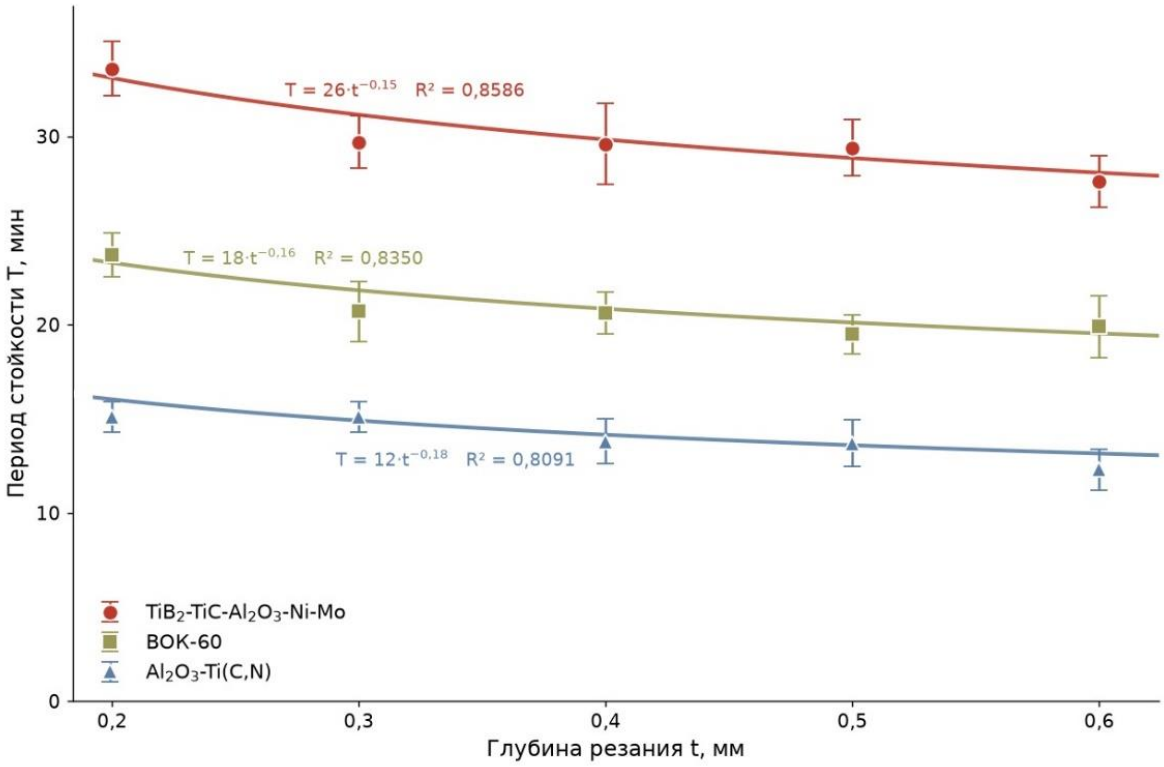



Рисунок 4.39 – Зависимость периода стойкости от глубины резания ($V$ = 100 м/мин; $s$ = 0,15 мм/об)

Уравнения регрессии выражены следующим образом (4.93)–(4.95):

$$T_{TiB_2\text{-}TiC\text{-}Al_2O_3\text{-}Ni\text{-}Mo}(t) = 26 \times t^{-0,15} \quad (4.93)$$

$$T_{ВОК\text{-}60}(t) = 18 \times t^{-0,16} \quad (4.94)$$

$$T_{Al_2O_3\text{-}Ti(C,N)}(t) = 12 \times t^{-0,18} \quad (4.95)$$

Коэффициенты детерминации регрессионных уравнений (4.93)–(4.95) составляли 0,8586, 0,8350 и 0,8091, соответственно.

Все девять показателей степени значимы по критерию Стьюдента. Показатель степени при скорости резания превосходит показатели при подаче и при глубине резания. Двухкратное увеличение скорости резания сокращает период стойкости в 3,5 раза, тогда как двукратное увеличение подачи лишь в 1,15 раза, а двукратное увеличение глубины резания в 1,1 раза. Поведение схоже с классической зависимостью Тейлора: скорость резания является определяющим фактором стойкости, а подача и глубина входят с существенно меньшими показателями.

Преимущество разработанного инструмента не постоянно, а усиливается с ростом скорости резания. Физически это объясняется более высокой теплопроводностью диборида титана [89] и трещиностойкостью композиции с диборидом титана: с ростом скорости резания растёт температура в зоне контакта, и преимущество материала, лучше отводящего тепло и сопротивляющегося термоусталостному растрескиванию, проявляется сильнее.

Статистическая оценка полученных уравнений сведена в таблице 4.27.

Таблица 4.27 – Статистическая оценка однофакторных моделей

| **Фактор** | **Модель** | $R^2$ | $R^2_{ск.}$ | $S(n)$ | $d_{расч.}$ | $p$ | **95 % доверительный интервал** | $\delta_{max}$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| $V$ | $1{,}13\times10^5\times V^{-1{,}79}$ | 0,9980 | 0,9973 | 0,0463 | 38,7 | $3{,}8\times10^{-5}$ | [−1,941; −1,646] | 4,30 |
| | $1{,}56\times10^5\times V^{-1{,}94}$ | 0,9979 | 0,9972 | 0,0510 | 37,9 | $4{,}0\times10^{-5}$ | [−2,097; −1,773] | 4,81 |
| | $1{,}82\times10^5\times V^{-2{,}06}$ | 0,9971 | 0,9962 | 0,0637 | 32,3 | $6{,}5\times10^{-5}$ | [−2,261; −1,856] | 4,18 |
| $s$ | $20\times s^{-0{,}20}$ | 0,9420 | 0,9226 | 0,0289 | 7,0 | 0,0060 | [−0,294; −0,110] | 3,77 |
| | $14\times s^{-0{,}21}$ | 0,9438 | 0,9250 | 0,0299 | 7,1 | 0,0058 | [−0,308; −0,117] | 4,97 |
| | $8{,}9\times s^{-0{,}23}$ | 0,9185 | 0,8914 | 0,0399 | 5,8 | 0,0101 | [−0,359; −0,105] | 5,52 |
| $t$ | $26\times t^{-0{,}15}$ | 0,8586 | 0,8114 | 0,0358 | 4,3 | 0,0236 | [−0,267; −0,039] | 4,13 |
| | $18\times t^{-0{,}16}$ | 0,8350 | 0,7800 | 0,0412 | 3,9 | 0,0300 | [−0,292; −0,029] | 4,20 |
| | $12\times t^{-0{,}18}$ | 0,8091 | 0,7455 | 0,0494 | 3,6 | 0,0377 | [−0,333; −0,019] | 4,37 |

### 4.4.2 Полный факторный эксперимент

Однофакторные зависимости раздела 4.4.1 справедливы только вдоль прямых, проходящих через рациональный режим, и не позволяют рассчитать период стойкости при произвольном сочетании факторов. Для получения многофакторной модели реализован полный факторный эксперимент типа $2^3$ с теми же границами варьирования, что в однофакторных сериях, то есть с тем же планом, что в разделах 4.2.2 и 4.3.2.

Таблица 4.28 – Матрица планирования и результаты полного факторного эксперимента по периоду стойкости инструмента

| № | *V*, м/мин | *s*, мм/об | *t*, мм | ln *V* | ln *s* | ln *t* | $x_1$ | $x_2$ | $x_3$ | $x_1x_2$ | $x_1x_3$ | $x_2x_3$ | $x_1x_2x_3$ | *T*, мин | ln *T* |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | 140 | 0,20 | 0,6 | 4,94 | −1,6 | −0,51 | + | + | + | + | + | + | + | 13,8 ± 0,9 | 2,62 |
| 2 | 140 | 0,20 | 0,2 | 4,94 | −1,6 | −1,60 | + | + | − | + | − | − | − | 17,2 ± 0,9 | 2,84 |
| 3 | 140 | 0,05 | 0,6 | 4,94 | −2,9 | −0,51 | + | − | + | − | + | − | − | 19,1 ± 0,9 | 2,95 |
| 4 | 140 | 0,05 | 0,2 | 4,94 | −2,9 | −1,60 | + | − | − | − | − | + | + | 21,9 ± 1,1 | 3,08 |
| 5 | 60 | 0,20 | 0,6 | 4,09 | −1,6 | −0,51 | − | + | + | − | − | + | − | 64,9 ± 3,6 | 4,17 |
| 6 | 60 | 0,20 | 0,2 | 4,09 | −1,6 | −1,60 | − | + | − | − | + | − | + | 78,5 ± 4,1 | 4,36 |
| 7 | 60 | 0,05 | 0,6 | 4,09 | −2,9 | −0,51 | − | − | + | + | − | − | + | 88,2 ± 3,2 | 4,48 |
| 8 | 60 | 0,05 | 0,2 | 4,09 | −2,9 | −1,60 | − | − | − | + | + | + | − | 107,7 ± 4,5 | 4,67 |

Таблица 4.29 – Коэффициенты регрессионных моделей периода стойкости

| Коэффициент | Значение | Эффект | Вклад в дисперсию, % | Значимость |
|---|---|---|---|---|
| $b_0$ | 3,6501 | – | – | – |
| $b_1$ (*V*) | −0,7736 | −1,5472 | 95,06 | значим |
| $b_2$ (*s*) | −0,1487 | −0,2974 | 3,51 | значим |
| $b_3$ (*t*) | −0,0934 | −0,1868 | 1,39 | значим |
| $b_{12}$ | 0,0071 | 0,0142 | 0,01 | незначим |

Продолжение таблицы 4.29

| | | | | |
|---|---|---|---|---|
| $b_{13}$ | 0,0041 | 0,0082 | 0,00 | незначим |
| $b_{23}$ | −0,0092 | −0,0184 | 0,01 | незначим |
| $b_{123}$ | −0,0116 | −0,0232 | 0,02 | незначим |

Переход от кодированных коэффициентов к натуральным выполнен по формуле (4.27).

$$T = 7{,}5 \times 10^4 \times V^{-1{,}83} \times S^{-0{,}22} \times t^{-0{,}17} \quad (4.96)$$

Оценка адекватности выполнена по той же схеме, что и в предыдущих разделах. Результаты представлены в таблице 4.30.

Таблица 4.30 – Оценка адекватности моделей периода стойкости инструмента

| **Показатель** | **Значение** | **Критерий** |
|---|---|---|
| Критерий Кохрена | 0,2220 | $G_{кр.} = 0{,}5157$ |
| Дисперсия воспроизводимости | 0,002661 | – |
| Дисперсия адекватности | 0,001723 | – |
| Критерий Фишера | 0,647 | $F_{кр.} = 3{,}01$ |
| Коэффициент детерминации $R^2$ | 0,99954 | – |
| Скорректированный $R^2$ | 0,99920 | – |
| Прогнозируемый $R^2$ | 0,99818 | разность с $R^2$ менее 0,2 |
| Максимальное отклонение, % | 3,26 | не более 5 % |
| Среднее отклонение, % | 1,40 | – |
| Суммарный вклад незначимых эффектов в дисперсию, % | 0,05 | менее 1 % |

Поверхности отклика, построенные по модели (4.96) для разработанного инструментального материала, приведены ниже. Все три поверхности монотонно убывают по каждому из факторов и не имеют внутреннего экстремума: период стойкости максимален в углу области, соответствующем наименьшим значениям всех режимных параметров. Это обстоятельство подчёркивает, что назначение

режима есть задача компромисса между стойкостью и производительностью, и формально оптимизировать режим по стойкости в отрыве от съёма материала бессмысленно.

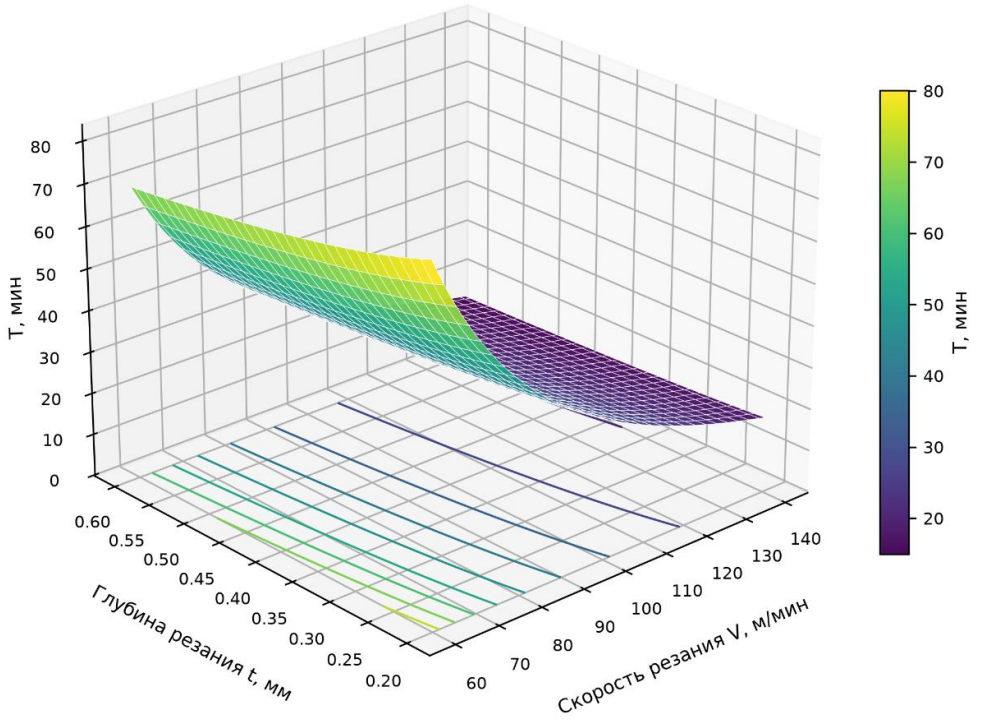



Рисунок 4.40 – Поверхность отклика периода стойкости инструмента от скорости и глубины резания при $s$ = 0,15 мм/об

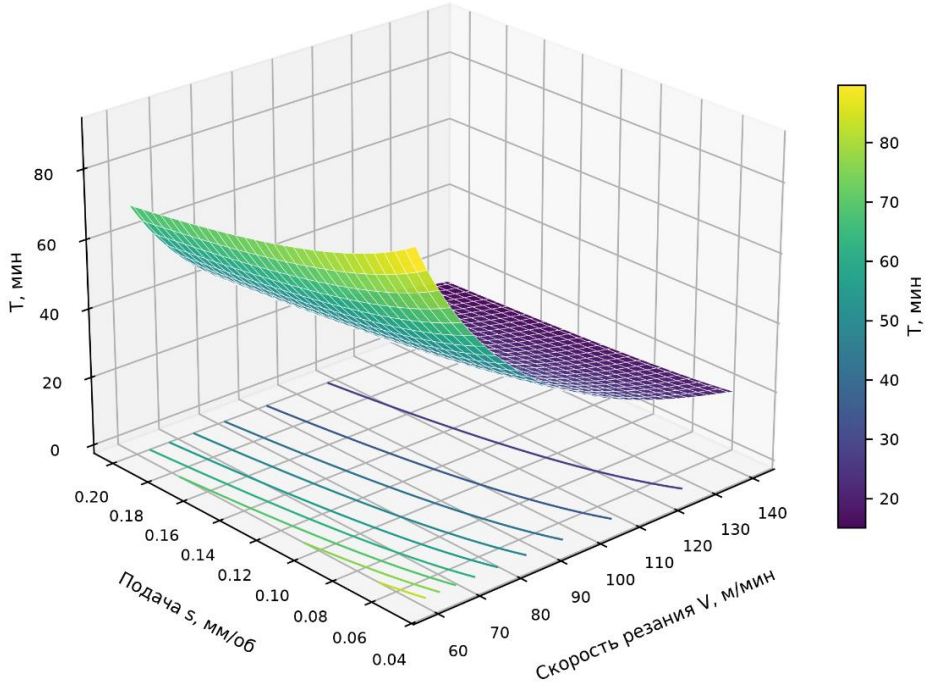



Рисунок 4.41 – Поверхность отклика периода стойкости инструмента от скорости резания и подачи при $t$ = 0,4 мм

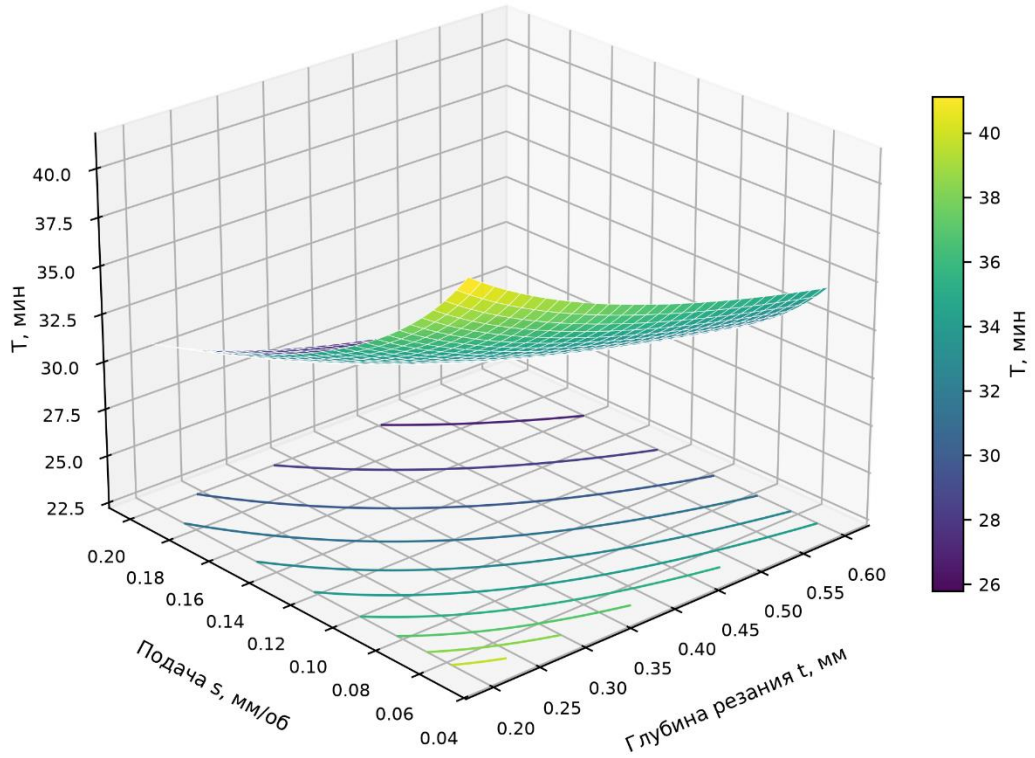



Рисунок 4.42 – Поверхность отклика периода стойкости инструмента от глубины резания и подачи при $V = 100$ м/мин

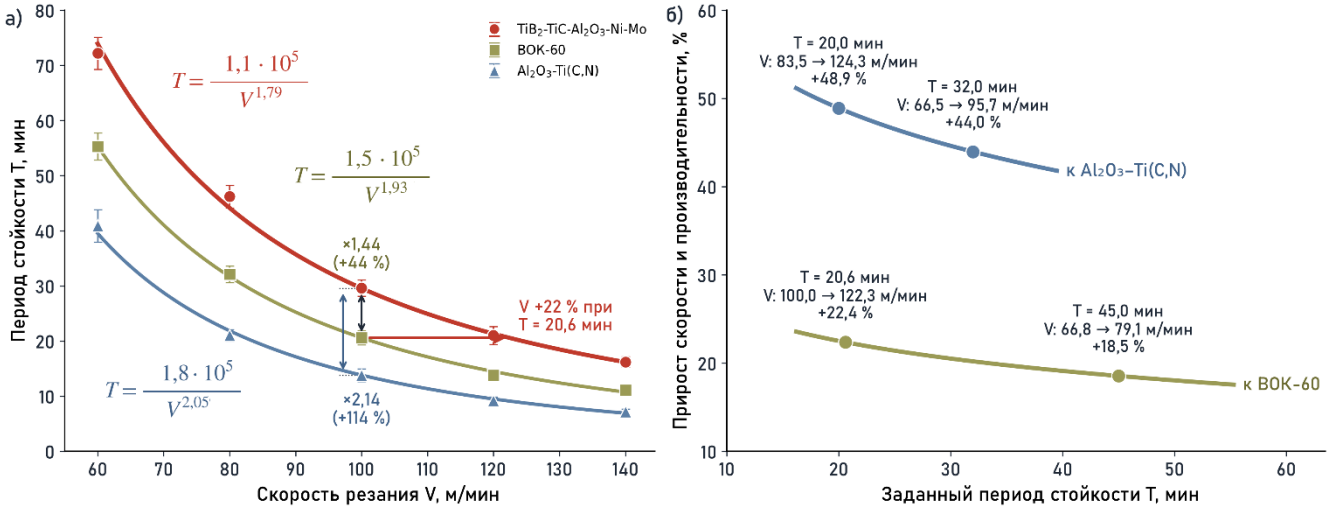



Рисунок 4.43 – Сравнение эффективности резания: а) график зависимости стойкости инструментов от скорости резания; б) график зависимости прироста в скорости и производительности от заданной стойкости

Сравнение моделей стойкости трёх керамик при точении стали 4Х5МФС, представленное на рисунке 4.43, показывает, что во всём исследованном диапазоне скоростей разработанный инструмент обеспечивает наибольший период стойкости (рисунок 4.43 (а)). Показатель степени при скорости у разработанной керамики

наименьший по абсолютной величине, поэтому с ростом скорости её стойкость снижается медленнее, и преимущество имеет тенденцию увеличиваться с повышением скорости. При одинаковом заданном периоде стойкости (рисунок 4.43 (б)) разработанный инструмент допускает скорость резания, а значит и производительность обработки, выше на 22 % по сравнению с ВОК-60 и на 46,5 % по сравнению с $Al_2O_3$–Ti(C,N).

## 4.5 Выводы по главе 4

1. Путем применения метода Тагути в сочетании с серым реляционным анализом по критериям шероховатости обработанной поверхности, периода стойкости и производительности установлен рациональный режим точения закалённой теплостойкой стали 4Х5МФС (55 HRC) разработанными СМП: $V$ = 100 м/мин, $s$ = 0,15 мм/об, $t$ = 0,4 мм. Подтверждающий эксперимент показал повышение серой реляционной оценки на 37,8 % относительно исходного режима.

2. Установлены однофакторные и многофакторная зависимости шероховатости обработанной поверхности от режимов резания. Определяющими факторами являются скорость резания и подача. Разработанный инструмент обеспечивает шероховатость на 21 % меньшую чем у ВОК-60, и на 36 % меньшую, чем у $Al_2O_3$–Ti(C,N).

3. Установлены зависимости составляющих и равнодействующей силы от режимов резания. При точении закалённой стали 4Х5МФС радиальная составляющая превышает главную, что характерно для твёрдого точения при глубине резания, меньшей радиуса при вершине, и отрицательной геометрии режущей части. Наибольшее влияние на силы резания оказывают глубина резания и подача, с ростом скорости резания силы снижаются. Разработанный инструмент снижает радиальную составляющую силы резания на 15 % по сравнению с ВОК-60 и на 26 % по сравнению с $Al_2O_3$–Ti(C,N).

4. Период стойкости разработанного инструмента при критерии износа $h_з$ = 0,3 мм составляет 29,5 мин против 20,5 мин у ВОК-60 и 13,7 мин у $Al_2O_3$–Ti(C,N), то есть выше в 1,44 (на 44 %) и 2,15 (на 115 %) раза, соответственно. Эффективность токарной обработки повышена на 22 % и 46,5 %, соответственно.

5. Получена многофакторная модель периода стойкости, в которой на долю скорости резания приходится 95 % дисперсии отклика. Совместно с моделями шероховатости и сил резания она позволяет назначать режимы точения закалённой теплостойкой стали по заданным ограничениям.

6. Разработанный инструмент одновременно превосходит оба серийных аналога по всем трём показателям – периоду стойкости, силам резания и шероховатости обработанной поверхности, что подтверждает его перспективность для чистового и получистового точения закалённых теплостойких сталей.

# ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В диссертационной работе на основании выполненных автором исследований изложены новые научно обоснованные технические и технологические решения, имеющие существенное значение для развития машиностроительной отрасли и обеспечивающие высокоэффективную обработку закаленных сталей, которая выражается в повышении износостойкости режущего инструмента, снижении шероховатости обработанной поверхности и сил резания посредством применения разработанных СМП на основе диборида титана.

Полученные результаты исследований в данной работе позволяют сделать следующие выводы:

1. Разработан керамический инструментальный материал, адаптированный под условия токарной обработки закаленных теплостойких сталей за счет повышенния физико-механических и трибологических характеристик, следующего состава: 56,34 мас.% $TiB_2$ – 18,25 мас.% TiC – 15,41 мас.% $Al_2O_3$ – 6 мас.% Ni – 4 мас.% Mo.

2. Установлено рациональное сочетание параметров электроэрозионной обработки, обеспечивающее требуемое качество обработанной поверхности при изготовлении СМП: $U$ = 36 В; $T_{on}$ = 0,5 мкс; $f$ = 100 кГц; $v$ = 8 м/мин, $N$ = 0,9 кг, $P$ = 0,2 МПа. Толщина белого слоя снижена на 28,9 %, шероховатость поверхности – на 17,5 %, ширина реза – на 4,8 % по сравнению с начальными режимами обработки.

3. Определено рациональное сочетание параметров резания при токарной обработке закаленных теплостойких сталей (на примере 4Х5МФС) разработанным керамическим инструментом: скорость резания 100 м/мин, подача 0,15 мм/об, глубина 0,4 мм.

4. Разработанный керамический инструмент превосходит серийные аналоги по всем трём исследованным показателям. Период стойкости выше на 44 % относительно ВОК-60 и на 115% относительно $Al_2O_3$-Ti(C,N). Производительность

токарной обработки повышена на 22 % и 46,5%, соответственно. Радиальная составляющая силы резания снижена на 15 % и 26 %, соответственно. Шероховатость обработанной поверхности ниже на 21 % и 36 %, соответственно.

5. Установлены регрессионные модели шероховатости обработанной поверхности, сил резания и периода стойкости в зависимости от режимов точения закалённой теплостойкой стали 4Х5МФС. Адекватность моделей доказана по критериям Кохрена, Стьюдента, Фишера.

# СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Kumar, C. S. Application of surface modification techniques during hard turning: Present work and future prospects / C. S. Kumar, S. K. Patel // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2018. – Vol. 76. – P. 112–127.

2. Chinchanikar, S. Machining of hardened steel–Experimental investigations, performance modeling and cooling techniques: A review / S. Chinchanikar, S. K. Choudhury // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2015. – Vol. 89. – P. 95–109.

3. Choudhury, S. K. Finish Machining of Hardened Steel / S. K. Choudhury, S. Chinchanikar // Comprehensive Materials Finishing. – Elsevier, 2017. – P. 47–92.

4. ГОСТ 1050–2013 Металлопродукция из нелегированных конструкционных качественных и специальных сталей. Общие технические условия. – М.: Стандартинформ. 2014. – 32 с.

5. ГОСТ 4543–2016 Металлопродукция из конструкционной легированной стали. Технические условия. – М.: Стандартинформ. 2019. – 50 с.

6. ГОСТ 801–2022 Прокат из подшипниковой стали. Технические условия. – М.: Российский институт стандартизации. 2023. – 41 с.

7. ГОСТ 1435–99 Прутки, полосы и мотки из инструментальной нелегированной стали. Общие технические условия. – Минск: Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации. 2004. – 21 с.

8. ГОСТ 19265–73 Прутки и полосы из быстрорежущей стали. Технические условия. – М.: ИПК Издательство стандартов. 2003. – 22 с.

9. ГОСТ 5950–2000 Прутки, полосы и мотки из инструментальной легированной стали. Общие технические условия. – Минск: Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации. 2004. – 35 с.

10. ГОСТ 5632–2014 Легированные нержавеющие стали и сплавы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки. – М.: Стандартинформ. 2015. – 48 с.

11. ГОСТ 20072–74 Сталь теплоустойчивая. Технические условия. – М.: ИПК Издательство стандартов. 2004. – 11 с.

12. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. – 5-е изд., перераб. и доп. – Москва: Металлургия, 1983. – 527 с.

13. Гуляев, А. П. Металловедение : учебник для вузов / А. П. Гуляев. – 6-е изд., перераб. и доп. – Москва: Металлургия, 1986. – 544 с.

14. Позняк, Л. А. Штамповые стали / Л. А. Позняк, Ю. М. Скрынченко, С. И. Тишаев. – Москва: Металлургия, 1980. – 244 с.

15. Марочник сталей и сплавов / А. С. Зубченко, М. М. Колосков, Ю. В. Каширский [и др.] ; под общей редакцией А. С. Зубченко. – 2-е изд., доп. и испр. – Москва: Машиностроение, 2003. – 784 с.

16. Klobčar, D. Thermal fatigue of materials for die-casting tooling / D. Klobčar, J. Tušek, B. Taljat // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – Vol. 472, No. 1–2. – P. 198–207.

17. Persson, A. Failure modes in field-tested brass die casting dies / A. Persson, S. Hogmark, J. Bergström // Journal of Materials Processing Technology. – 2004. – Vol. 148, No. 1. – P. 108–118.

18. Bartarya, G. State of the art in hard turning / G. Bartarya, S. K. Choudhury // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2012. – Vol. 53, No. 1. – P. 1–14.

19. Suresh, R. Effect of Process Parameters on Tool Wear and Surface Roughness during Turning of Hardened Steel with Coated Ceramic Tool / R. Suresh, S. Basavarajappa // Procedia Materials Science. – 2014. – Vol. 5. – P. 1450–1459.

20. Tönshoff, H. K. Cutting of Hardened Steel / H. K. Tönshoff, C. Arendt, R. B. Amor // CIRP Annals. – 2000. – Vol. 49, No. 2. – P. 547–566.

21. Özel, T. Effects of cutting edge geometry, workpiece hardness, feed rate and cutting speed on surface roughness and forces in finish turning of hardened AISI H13

steel / T. Özel, T.-K. Hsu, E. Zeren // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2005. – Vol. 25, No. 3–4. – P. 262–269.

22. Dutta, P. Vibration assisted hard turning of AISI 52100 steel for improved surface integrity / P. Dutta, G. Bartarya // Materials and Manufacturing Processes. – 2026. – Vol. 41, No. 7. – P. 1061–1073.

23. Grzesik, W. Wear phenomenon in the hard steel machining using ceramic tools / W. Grzesik, Z. Zalisz // Tribology International. – 2008. – Vol. 41, No. 8. – P. 802–812.

24. Influence of Different Grades of CBN Inserts on Cutting Force and Surface Roughness of AISI H13 Die Tool Steel during Hard Turning Operation / P. Kumar, S. R. Chauhan, C. I. Pruncu [et al.] // Materials. – 2019. – Vol. 12, No. 1. – P. 177.

25. A review of surface integrity in machining of hardened steels / W. F. Sales, J. Schoop, L. R. R. da Silva [et al.] // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 58. – P. 136–162.

26. Klocke, F. Capability Profile of Hard Cutting and Grinding Processes / F. Klocke, E. Brinksmeier, K. Weinert // CIRP Annals. – 2005. – Vol. 54, No. 2. – P. 22–45.

27. Abidi, Y. Machining performance analysis of cutting tool materials in hard turning of bearing steel / Y. Abidi // Academic Journal of Manufacturing Engineering. – 2021. – Vol. 19, No. 4. – P. 44–53.

28. Tool life evaluation of cutting materials in hard turning of AISI H11 / B. Fnides, S. Boutabba, M. Fnides [et al.] // Estonian Journal of Engineering. – 2013. – Vol. 19, No. 2. – P. 143–151.

29. Hua, J. Investigation of cutting conditions and cutting edge preparations for enhanced compressive subsurface residual stress in the hard turning of bearing steel / J. Hua, D. Umbrello, R. Shivpuri // Journal of Materials Processing Technology. – 2006. – Vol. 171, No. 2. – P. 180–187.

30. A multivariate robust parameter design approach for optimization of AISI 52100 hardened steel turning with wiper mixed ceramic tool / A. P. Paiva, P. H. Campos, J. R. Ferreira [et al.] // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2012. – Vol. 30, No. 1. – P. 152–163.

31. Hu, H.-J. Studies on wears of ultrafine-grained ceramic tool and common ceramic tool during hard turning using Archard wear model / H.-J. Hu, W.-J. Huang // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2013. – Vol. 69, No. 1–4. – P. 31–39.

32. Effects of Edge Preparation and Feed when Hard Turning a Hot Work Die Steel with Polycrystalline Cubic Boron Nitride Tools / L. Chen, T. I. El-Wardany, M. Nasr, M. A. Elbestawi // CIRP Annals. – 2006. – Vol. 55, No. 1. – P. 89–92.

33. Fnides, B. Cutting forces and surface roughness in hard turning of hot work steel X38CrMoV5-1 using mixed ceramic / B. Fnides, M. A. Yallese // Mechanics. – 2008. – Vol. 70, No. 2. – P. 73–78.

34. Surface integrity and machinability analysis in dry hard turning of X38CrMoV5-1 steel using coated and uncoated ceramic tools / A. Khellaf, M. Nouioua, A. Laouissi [et al.] // Scientific Reports. – 2026. – Vol. 16, No. 1. – P. 12010.

35. Song, J. Tribological behaviour of TiB2-HfC ceramic tool material under dry sliding condition / J. Song, S. Liu, R. Ahmad // Ceramics International. – 2020. – Vol. 46, No. 12. – P. 20320–20327.

36. Wear and thermal stability of nano-TiB2 modified TiCN-WC-Co-Cr3C2 cermet / A. M. Dominic Merwin Xavier, S. B. Neevatha, S. Swathi Selvi [et al.] // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2020. – Vol. 86. – P. 105130.

37. Preparation and sintering of ultrafine TiB2 powders / L. Ma, J. Yu, X. Guo [et al.] // Ceramics International. – 2018. – Vol. 44, No. 4. – P. 4491–4495.

38. Deng, J. Self-lubricating behaviors of Al2O3/TiB2 ceramic tools in dry high-speed machining of hardened steel / J. Deng, T. Cao, L. Liu // Journal of the European Ceramic Society. – 2005. – Vol. 25, No. 7. – P. 1073–1079.

39. Deng, J. Wear resistance of Al2O3/TiB2 ceramic cutting tools in sliding wear tests and in machining processes / J. Deng, X. Ai // Journal of Materials Processing Technology. – 1997. – Vol. 72, No. 2. – P. 249–255.

40. Mechanical properties and microstructure of Al2O3-TiB2-TiSi2 ceramic tool material / M. Li, C. Huang, B. Zhao [et al.] // Ceramics International. – 2017. – Vol. 43, No. 16. – P. 14192–14199.

41. Cutting performance and wear mechanism of TiB2-B4C ceramic cutting tools in high speed turning of Ti6Al4V alloy / D.-W. Tan, W.-M. Guo, H.-J. Wang [et al.] // Ceramics International. – 2018. – Vol. 44, No. 13. – P. 15495–15502.

42. Fabrication of TiC-TiB2 composite ceramic tool and its cutting performance in turning austenitic stainless steel / L. Wang, H. Liu, H. Zhu [et al.] // Advances in Applied Ceramics. – 2019. – Vol. 118, No. 8. – P. 473–483.

43. Preparation and cutting performance of Ti(C7, N3)/TiB2/WC cermet tool material / D. Wang, T. Wang, Q. Wang [et al.] // Ceramics International. – 2023. – Vol. 49, No. 5. – P. 8088–8098.

44. Effect of CrB2 addition on densification, properties and oxidation resistance of TiB2 / T. S. R. C. Murthy, J. K. Sonber, C. Subramanian [et al.] // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2009. – Vol. 27, No. 6. – P. 976–984.

45. Basu, B. Processing and properties of monolithic TiB2 based materials / B. Basu, G. B. Raju, A. K. Suri // International Materials Reviews. – 2006. – Vol. 51, No. 6. – P. 352–374.

46. Development and Application of WC-Based Alloys Bonded with Alternative Binder Phase / J. Sun, J. Zhao, F. Gong [et al.] // Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences. – 2019. – Vol. 44, No. 3. – P. 211–238.

47. Influences of metallic Co and mechanical alloying on the microstructural and mechanical properties of TiB2 ceramics prepared via pressureless sintering / D. Ağaoğulları, H. Gökçe, İ. Duman, M. L. Öveçoğlu // Journal of the European Ceramic Society. – 2012. – Vol. 32, No. 9. – P. 1949–1956.

48. Патент № 420689 Германия. Gesinterte harte Metalllegierungen und Verfahren zu ihrer Herstellung : заявл. 1923 / K. Schröter; патентообладатель Patent-Treuhand-Gesellschaft für elektrische Glühlampen.

49. Pressureless Sintering and Properties of Titanium Diboride Ceramics Containing Chromium and Iron / S. H. Kang, D. J. Kim, E. S. Kang, S. S. Baek // Journal of the American Ceramic Society. – 2001. – Vol. 84, No. 4. – P. 893–895.

50. Aspects of sintering of cemented carbides with Fe-based binders / W. D. Schubert, M. Fugger, B. Wittmann, R. Useldinger // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2015. – Vol. 49. – P. 110–123.

51. Kang, Y. S. Effect of addition of Cr on the sintering of TiB2 ceramics / Y. S. Kang, S. H. Kang, D. J. Kim // Journal of Materials Science. – 2005. – Vol. 40, No. 15. – P. 4153–4155.

52. Low-temperature densification of TiB2 ceramic by the spark plasma sintering process with Ti as a sintering aid / Z.-H. Zhang, X.-B. Shen, F.-C. Wang [et al.] // Scripta Materialia. – 2012. – Vol. 66, No. 3–4. – P. 167–170.

53. Effect of metallic dopants on the microstructure and mechanical properties of TiB2 / Z. Chlup, Ľ. Bača, M. Halasová [et al.] // Journal of the European Ceramic Society. – 2015. – Vol. 35, No. 10. – P. 2745–2754.

54. Microstructure and mechanical properties of TiB2/(Ni+Mo) composites fabricated by hot pressing / J. Zhang, Z. Fu, W. Wang, H. Wang // Journal of Materials Science & Technology. – 2000. – Vol. 16, No. 6. – P. 634–636.

55. Ductile Intermetallic Toughened Carbide Matrix Composites / K. P. Plucknett, T. N. Tiegs, P. F. Becher [et al.] // Ceramic Engineering and Science Proceedings. – 1996. – Vol. 17, No. 3. – P. 314–321.

56. Ceramic composites with a ductile Ni3Al binder phase / T. N. Tiegs, K. B. Alexander, K. P. Plucknett [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 1996. – Vol. 209, No. 1–2. – P. 243–247.

57. Becher, P. F. Properties of Ni3Al-bonded Titanium Carbide Ceramics / P. F. Becher, K. P. Plucknett // Journal of the European Ceramic Society. – 1998. – Vol. 18, No. 4. – P. 395–400.

58. Consolidation, microstructure, and mechanical properties of a TiB2–Ni3Al composite / M. G. Barandika, J. J. Echeberría, J. M. Sánchez, F. Castro // Materials Research Bulletin. – 1999. – Vol. 34, No. 1. – P. 53–61.

59. Reaction sintering of NiAl and TiB2–NiAl composites under pressure / S. K. Bhaumik, C. Divakar, L. Rangaraj, A. K. Singh // Materials Science and Engineering: A. – 1998. – Vol. 257, No. 2. – P. 341–348.

60. Fabrication of TiB2–FeAl Cermet by Mechanical Milling and Subsequent Pulsed Current Sintering / H. Nakayama, S. Tada, K. Ozaki, K. Kobayashi // Materials Transactions. – 2011. – Vol. 52, No. 7. – P. 1457–1461.

61. Watanabe, T. Mechanical Properties of Hot-Pressed TiB2-ZrO2 Composites / T. Watanabe, K. Shoubu // Journal of the American Ceramic Society. – 1985. – Vol. 68, No. 2. – P. C34–C36.

62. Hot isostatic pressing of TiB2-ZrO2(2 mol% Y2O3) composite powders / Y. Muraoka, M. Yoshinaka, K. Hirota, O. Yamaguchi // Materials Research Bulletin. – 1996. – Vol. 31, No. 7. – P. 787–792.

63. Krylov, Yu. I. Composite materials based on the system TiB2–Al2O3 / Yu. I. Krylov // Inorganic Materials. – 1976. – Vol. 12, No. 9. – P. 1384–1386.

64. Improvements in mechanical properties of TiB2 ceramics tool materials by the dispersion of Al2O3 particles / M. Gu, C. Huang, S. Xiao, H. Liu // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – Vol. 486, No. 1–2. – P. 167–170.

65. Densification behavior and microstructure development in TiB2 ceramics doped with h-BN / T. P. Nguyen, Z. Hamidzadeh Mahaseni, M. Dashti Germi [et al.] // Ceramics International. – 2020. – Vol. 46, No. 11. – P. 18970–18975.

66. Densification and Mechanical Properties of Titanium Diboride with Silicon Nitride as a Sintering Aid / J. Park, Y. Koh, H. Kim [et al.] // Journal of the American Ceramic Society. – 1999. – Vol. 82, No. 11. – P. 3037–3042.

67. Microstructural investigation of spark plasma sintered TiB2 ceramics with Si3N4 addition / Z. Hamidzadeh Mahaseni, M. Dashti Germi, Z. Ahmadi, M. Shahedi Asl // Ceramics International. – 2018. – Vol. 44, No. 11. – P. 13367–13372.

68. Processing and Properties of TiB2 with MoSi2 Sinter-additive: A First Report / T. S. R. C. Murthy, B. Basu, R. Balasubramaniam [et al.] // Journal of the American Ceramic Society. – 2006. – Vol. 89, No. 1. – P. 131–138.

69. A TEM study on TiB2–20%MoSi2 composite: Microstructure development and densification mechanism / K. Biswas, B. Basu, A. Suri, K. Chattopadhyay // Scripta Materialia. – 2006. – Vol. 54, No. 7. – P. 1363–1368.

70. Densification and high-temperature mechanical properties of hot pressed TiB2–(0–10 wt.%) MoSi2 composites / G. B. Raju, A. Mukhopadhyay, K. Biswas, B. Basu // Scripta Materialia. – 2009. – Vol. 61, No. 7. – P. 674–677.

71. A new TiB2+CrSi2 composite – Densification, characterization and oxidation studies / T. S. R. C. Murthy, J. K. Sonber, C. Subramanian [et al.] // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2010. – Vol. 28, No. 4. – P. 529–540.

72. Preparation and property evaluation of TiB2+TiSi2 composite / T. S. R. C. Murthy, C. Subramanian, R. K. Fotedar [et al.] // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2009. – Vol. 27, No. 3. – P. 629–636.

73. Densification, characterization and oxidation studies of TiB2–WSi2 composite / T. S. R. C. Murthy, J. K. Sonber, C. Subramanian [et al.] // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2012. – Vol. 33. – P. 10–21.

74. Moriyama, M. Fabrication and mechanical properties of hot-pressed TiB2–ZrB2 ceramic system / M. Moriyama, H. Aoki, Y. Kobayashi // Journal of the Ceramic Society of Japan. – 1998. – Vol. 106, No. 1240. – P. 1196–1200.

75. Mechanical properties and microstructure of TiB2 ceramic influenced by ZrB2 additive / H. Wang, W. Wang, Z. Fu [et al.] // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2002. – Vol. 12, No. 5. – P. 909–913.

76. Effect of SiC on Interfacial Reaction and Sintering Mechanism of TiB2 / S. Torizuka, K. Sato, H. Nishio, T. Kishi // Journal of the American Ceramic Society. – 1995. – Vol. 78, No. 6. – P. 1606–1610.

77. Synthesis and sintering of TiB2 and TiB2–TiC composite under high pressure / S. K. Bhaumik, C. Divakar, A. K. Singh, G. S. Upadhyaya // Materials Science and Engineering: A. – 2000. – Vol. 279, No. 1–2. – P. 275–281.

78. Cornell, J. A. Experiments with Mixtures: Designs, Models, and the Analysis of Mixture Data / J. A. Cornell. – 3rd ed. – New York: Wiley, 2002.

79. Scheffé, H. Experiments with Mixtures / H. Scheffé // Journal of the Royal Statistical Society Series B: Statistical Methodology. – 1958. – Vol. 20, No. 2. – P. 344–360.

80. Fundamentals of Spark Plasma Sintering for Metallic, Ceramic, and Polymer Matrix Composites Production / M. Khoshghadam-Pireyousefan, A. Mohammadzadeh, A. Heidarzadeh, D. Brabazon // Encyclopedia of Materials: Composites. – Oxford: Elsevier, 2021. – P. 822–836.

81. Naebe, M. Functionally graded materials: A review of fabrication and properties / M. Naebe, K. Shirvanimoghaddam // Applied Materials Today. – 2016. – Vol. 5. – P. 223–245.

82. Effects of additives additions and sintering techniques on the microstructure and mechanical properties of Zirconia Toughened Alumina (ZTA): A review / Z. D. I. Sktani, A. Arab, J. J. Mohamed, Z. A. Ahmad // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2022. – Vol. 106. – P. 105870.

83. Le Godec, Y. Recent Developments of High-Pressure Spark Plasma Sintering: An Overview of Current Applications, Challenges and Future Directions / Y. Le Godec, S. Le Floch // Materials. – 2023. – Vol. 16, No. 3. – P. 997.

84. Munir, Z. A. The effect of electric field and pressure on the synthesis and consolidation of materials: A review of the spark plasma sintering method / Z. A. Munir, U. Anselmi-Tamburini, M. Ohyanagi // Journal of Materials Science. – 2006. – Vol. 41, No. 3. – P. 763–777.

85. Field-Assisted Sintering Technology/Spark Plasma Sintering: Mechanisms, Materials, and Technology Developments / O. Guillon, J. Gonzalez-Julian, B. Dargatz [et al.] // Advanced Engineering Materials. – 2014. – Vol. 16, No. 7. – P. 830–849.

86. Challenges and Opportunities for Spark Plasma Sintering: A Key Technology for a New Generation of Materials / M. Suarez, A. Fernandez, J. L. Menendez [et al.] // Sintering Applications. – Rijeka: InTech, 2013. – P. 319–342.

87. A Comparative Study of Spark Plasma and Conventional Sintering of Undoped SnO2 Sputtering Targets / L. Koroglu, C. Aciksari, E. Ayas [et al.] // Research Square: [preprint]. – 2021.

88. Investigation of Spark Plasma Sintering on Microstructure-Properties of Zirconia Reinforced Fluormica Glass for Dental Restorations / S. Gali, S. Gururaja, T. N. Prabhu, S. Srinivasan // Materials. – 2023. – Vol. 16, No. 18. – P. 6125.

89. Munro, R. G. Material properties of titanium diboride / R. G. Munro // Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology. – 2000. – Vol. 105, No. 5. – P. 709–720.

90. Fundamental investigations on the spark plasma sintering/synthesis process / U. Anselmi-Tamburini, S. Gennari, J. E. Garay, Z. A. Munir // Materials Science and Engineering: A. – 2005. – Vol. 394, No. 1–2. – P. 139–148.

91. Temperature control during Spark Plasma Sintering and application to up-scaling and complex shaping / T. Voisin, L. Durand, N. Karnatak [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2013. – Vol. 213, No. 2. – P. 269–278.

92. Spark plasma sintering and complex shapes: The deformed interfaces approach / C. Manière, E. Nigito, L. Durand [et al.] // Powder Technology. – 2017. – Vol. 320. – P. 340–345.

93. ГОСТ 2999–75 Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу. – М.: Издательство стандартов. 1987. – 29 с.

94. ASTM C373–88 (2006). Standard Test Method for Water Absorption, Bulk Density, Apparent Porosity, and Apparent Specific Gravity of Fired Whiteware Products. – West Conshohocken: ASTM International, 2006.

95. Определение истинной плотности на гелиевом пикнометре Micromeritics AccuPyc II 1340: методические указания к лабораторной работе / Казанский национальный исследовательский технологический университет; составители К. А. Мишагин, А. В. Скворцов. – Казань: КНИТУ, 2020. – 14 с.

96. ASTM C1161–13. Standard Test Method for Flexural Strength of Advanced Ceramics at Ambient Temperature. – West Conshohocken: ASTM International, 2013.

97. ASTM G99–95 (2000). Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus. – West Conshohocken: ASTM International, 2000.

98. ГОСТ 19042–80 Пластины сменные многогранные. Классификация. Система обозначений. Формы. – М.: Стандартинформ. 2006. – 18 с.

99. ГОСТ 25003–81 Пластины режущие сменные многогранные керамические. Технические условия. – М.: Стандартинформ. 2006. – 14 с.

100. ГОСТ 166–89 Штангенциркули. Технические условия. – М.: ИПК Издательство стандартов. 2003. – 10 с.

101. ГОСТ 6507–90 Микрометры. Технические условия. – М.: ИПК Издательство стандартов. 2004. – 10 с.

102. ГОСТ 5378–88 Угломеры с нониусом. Технические условия. – М.: Стандартинформ. 2010. – 7 с.

103. Lee, H. T. Relationship between EDM parameters and surface crack formation / H. T. Lee, T. Y. Tai // Journal of Materials Processing Technology. – 2003. – Vol. 142, No. 3. – P. 676–683.

104. Ekmekci, B. Residual stresses and white layer in electric discharge machining (EDM) / B. Ekmekci // Applied Surface Science. – 2007. – Vol. 253, No. 23. – P. 9234–9240.

105. White Layer Thickness Variation in Die Sinking EDM / K. Oßwald, S. Schneider, A. Klink, T. Bergs // Procedia CIRP. – 2022. – Vol. 113. – P. 5–9.

106. Recast Layer-Induced Fatigue Degradation in High-Speed EDM Microholes: Experimental Characterization / Y. Zhang, Q. Zheng, Z. Wu [et al.] // Materials. – 2025. – Vol. 18, No. 9. – P. 1985.

107. Effect of electro discharge machining (EDM) on the AISI316L SS white layer microstructure and corrosion resistance / H. Sidhom, F. Ghanem, T. Amadou [et al.] // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2013. – Vol. 65, No. 1–4. – P. 141–153.

108. Selvarajan, L. Surface morphology and drilled hole accuracy of conductive ceramic composites Si3N4–TiN and MoSi2–SiC on EDMed surfaces / L. Selvarajan, K. Venkataramanan // Wear. – 2023. – Vol. 530–531. – P. 204973.

109. Optimisation of machining parameters of wire-cut EDM on super alloy materials–A review / D. Marelli, S. K. Singh, S. Nagari, R. Subbiah // Materials Today: Proceedings. – 2020. – Vol. 26. – P. 1021–1027.

110. Saif, M. Investigation towards surface roughness & material removal rate in Wire-EDM of aluminium alloy 6061 and 5083 using Taguchi method / M. Saif, S. Tiwari // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 47. – P. 1040–1047.

111. Nguyen, H.-P. Optimizing process parameters in edm using low frequency vibration for material removal rate and surface roughness / H.-P. Nguyen, N.-V. Ngo, Q. Nguyen // Journal of King Saud University – Engineering Sciences. – 2021. – Vol. 33, No. 4. – P. 284–291.

112. Electro-Discharge Machining of Ceramics: A Review / A. Bilal, M. P. Jahan, D. Talamona, A. Perveen // Micromachines. – 2018. – Vol. 10, No. 1. – P. 10.

113. Bisaria, H. The machining characteristics and surface integrity of Ni-rich NiTi shape memory alloy using wire electric discharge machining / H. Bisaria, P. Shandilya // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science. – 2019. – Vol. 233, No. 3. – P. 1068–1078.

114. Singh, S. Optimization of Abrasive Powder Mixed EDM of Aluminum Matrix Composites with Multiple Responses Using Gray Relational Analysis / S. Singh, M. F. Yeh // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2012. – Vol. 21, No. 4. – P. 481–491.

115. Поиск рациональных технологических параметров электроэрозионной обработки керамики системы SiC–TiB2–TiC, полученной методом искрового плазменного спекания / С. Н. Григорьев, М. А. Волосова, Я. Р. Мелешкин [и др.] // Современное машиностроение. Наука и образование. – 2024. – № 13. – С. 653–669.

116. Chauhan, N. K. Optimization of process parameters using grey relational analysis and taguchi method during micro-EDMing / N. K. Chauhan, A. K. Das, S. Rajesha // Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5, No. 13. – P. 27178–27184.

117. Extension of Wire-EDM Capability for Turning Titanium Alloy and an Experimental Study for Process Optimization by Grey Relational Analysis / A. Owhal, N. Srinivasa Rao, U. Gupta, M. Mahajan // Materials Today: Proceedings. – 2020. – Vol. 24. – P. 966–974.

118. Girish, B. M. Taguchi grey relational analysis for parametric optimization of severe plastic deformation process / B. M. Girish, H. S. Siddesh, B. M. Satish // SN Applied Sciences. – 2019. – Vol. 1, No. 8. – P. 937.

119. Parametric optimization of wire electrical discharge machining on aluminium based composites through grey relational analysis / S. Suresh Kumar, M. Uthayakumar, S. Thirumalai Kumaran [et al.] // Journal of Manufacturing Processes. – 2015. – Vol. 20. – P. 33–39.

120. Achuthamenon Sylajakumari, P. Taguchi Grey Relational Analysis for Multi-Response Optimization of Wear in Co-Continuous Composite / P. Achuthamenon Sylajakumari, R. Ramakrishnasamy, G. Palaniappan // Materials. – 2018. – Vol. 11, No. 9. – P. 1743.

121. Пластины из керамики // Микробор : – URL: https://microbor.store/catalog/tokarnye_plastiny/plastiny_iz_keramiki/ (дата обращения: 11.03.2026).

122. Turning inserts and grades for hardened steel // Sandvik Coromant : – URL: https://www.sandvik.coromant.com/en-us/tools/inserts-grades/insert-grade-information/turning-inserts-grades/turning-inserts-grades-hardened-steel (дата обращения: 11.03.2026).

123. Kyocera DNGA432T00325 A65 Ceramic Turning Insert // MSC Industrial Supply: – URL: https://www.mscdirect.com/product/details/77497956 (дата обращения: 11.03.2026).

124. NTK Cutting Tools. Specialists in the World of Ceramics: Product Guide. – URL: http://www.cyndextech.com/prod_catalog_america.pdf (дата обращения: 11.03.2026).

125. LX10 – Turning // Tungaloy-NTK America: – URL: https://tungaloy.com/us/product/turning/lx10/ (дата обращения: 11.03.2026).

126. Aslantas, K. Tool life and wear mechanism of coated and uncoated Al2O3/TiCN mixed ceramic tools in turning hardened alloy steel / K. Aslantas, İ. Ucun, A. Çicek // Wear. – 2012. – Vol. 274–275. – P. 442–451.

127. Machinability investigations in hard turning of AISI D2 cold work tool steel with conventional and wiper ceramic inserts / V. N. Gaitonde, S. R. Karnik, L. Figueira, J. Paulo Davim // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2009. – Vol. 27, No. 4. – P. 754–763.

128. Cutting performance and failure mechanisms of TiB2-based ceramic cutting tools in machining hardened Cr12MoV mold steel / J. Song, C. Huang, M. Lv [et al.] // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 70, No.1–4. – P. 495–500.

129. Cutting performance and failure mechanisms of TiB2-TiC-Al2O3 multi-dimensional gradient ceramic tool in intermittent turning of hardened steel / F. Gong, X. Ni, G. Liu [et al.] // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2024. – Vol. 118. – P. 106438.

130. Atil, H. A Different Approach of Experimental Design: Taguchi Method / H. Atil, Y. Unver // Pakistan Journal of Biological Sciences. – 2000. – Vol. 3, No. 9. – P. 1538–1540.

131. Raykar, S. J. Multi-objective Optimization of High Speed Turning of Al 7075 Using Grey Relational Analysis / S. J. Raykar, D. M. D'Addona, A. M. Mane // Procedia CIRP. – 2015. – Vol. 33. – P. 293–298.

132. Kumar, R. Multi objective optimization using different methods of assigning weights to energy consumption responses, surface roughness and material removal rate during rough turning operation / R. Kumar, P. S. Bilga, S. Singh // Journal of Cleaner Production. – 2017. – Vol. 164. – P. 45–57.

133. Multi-objective optimization for sustainable turning Ti6Al4V alloy using grey relational analysis (GRA) based on analytic hierarchy process (AHP) / M. Younas, S. H. I. Jaffery, M. Khan [et al.] // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2019. – Vol. 105. No.1–4. – P. 1175–1188.

**Приложение 1**

**Патенты на изобретение**



РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2824553

**Композиционный керамический материал для режущих инструментов**

Патентообладатель: ***Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Московский государственный технологический университет "СТАНКИН" (ФГБОУ ВО "МГТУ "СТАНКИН") (RU)***

Авторы: ***Солис Пинарготе Нестор Вашингтон (RU), Смирнов Антон (EE), Кузнецова Екатерина Викторовна (RU), Курмышева Александра Юрьевна (RU), Мелешкин Ярослав Романович (RU)***

Заявка № **2024108191**
Приоритет изобретения **28 марта 2024 г.**
Дата государственной регистрации
в Государственном реестре изобретений
Российской Федерации **12 августа 2024 г.**
Срок действия исключительного права
на изобретение истекает **28 марта 2044 г.**

*Руководитель Федеральной службы*
*по интеллектуальной собственности*

*Ю.С. Зубов*

Рисунок П.1.1 – Патент на изобретение №2824553




Рисунок П.1.2 – Патент на изобретение №2827204


РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ
№ 2827207

**Композиционный керамический материал для режущих инструментов**

Патентообладатель: ***Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Московский государственный технологический университет "СТАНКИН" (ФГБОУ ВО "МГТУ "СТАНКИН") (RU)***

Авторы: ***Григорьев Сергей Николаевич (RU), Солис Пинарготе Нестор Вашингтон (RU), Волосова Марина Александровна (RU), Пристинский Юрий Олегович (RU), Смирнов Антон (EE), Кузнецова Екатерина Викторовна (RU), Мелешкин Ярослав Романович (RU)***

Заявка № **2024108193**
Приоритет изобретения **28 марта 2024 г.**
Дата государственной регистрации
в Государственном реестре изобретений
Российской Федерации **23 сентября 2024 г.**
Срок действия исключительного права
на изобретение истекает **28 марта 2044 г.**

*Руководитель Федеральной службы*
*по интеллектуальной собственности*

*Ю.С. Зубов*

Рисунок П.1.3 – Патент на изобретение №2827207


РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ
№ 2827754

**Композиционный керамический материал для режущих инструментов**

Патентообладатель: ***Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Московский государственный технологический университет "СТАНКИН" (ФГБОУ ВО "МГТУ "СТАНКИН") (RU)***

Авторы: ***Григорьев Сергей Николаевич (RU), Солис Пинарготе Нестор Вашингтон (RU), Волосова Марина Александровна (RU), Пристинский Юрий Олегович (RU), Смирнов Антон (EE), Курмышева Александра Юрьевна (RU), Мелешкин Ярослав Романович (RU)***

Заявка № **2024108210**
Приоритет изобретения **28 марта 2024 г.**
Дата государственной регистрации
в Государственном реестре изобретений
Российской Федерации **01 октября 2024 г.**
Срок действия исключительного права
на изобретение истекает **28 марта 2044 г.**

*Руководитель Федеральной службы*
*по интеллектуальной собственности*

*Ю.С. Зубов*

Рисунок П.1.4 – Патент на изобретение №2827754

**Приложение 2**

**Акт внедрения**

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

УТВЕРЖДАЮ
Проректор по учебной работе
ФГАОУ ВО «МГТУ «СТАНКИН»
д.т.н., профессор

_____ Шехтман С.Р.

_____ 2026 г.

**Акт**

внедрения в учебный процесс результатов диссертационной работы Мелешкина Ярослава Романовича «Повышение износостойкости режущего инструмента при точении закаленных теплостойких сталей путем применения сменных многогранных пластин на основе диборида титана»

Результаты работы, относящиеся к диссертационному исследованию, были успешно внедрены на кафедре «Высокоэффективные технологии обработки» в качестве учебного и лабораторного материала при реализации образовательных программ ФГАОУ ВО «МГТУ «СТАНКИН».

Материалы диссертационной работы внедрены в содержание дисциплин по курсам бакалавриата (направление подготовки 15.03.05 «Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительных производств»): «Основы высокоэффективных технологий обработки», «Материалы со специальными свойствами в высокоэффективных технологиях машиностроения» и магистратуры (направление подготовки 15.04.05 «Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительных производств»): «Современные проблемы высокоэффективных технологий обработки материалов», «Перспективные материалы в машиностроении» ФГАОУ ВО «МГТУ «СТАНКИН».

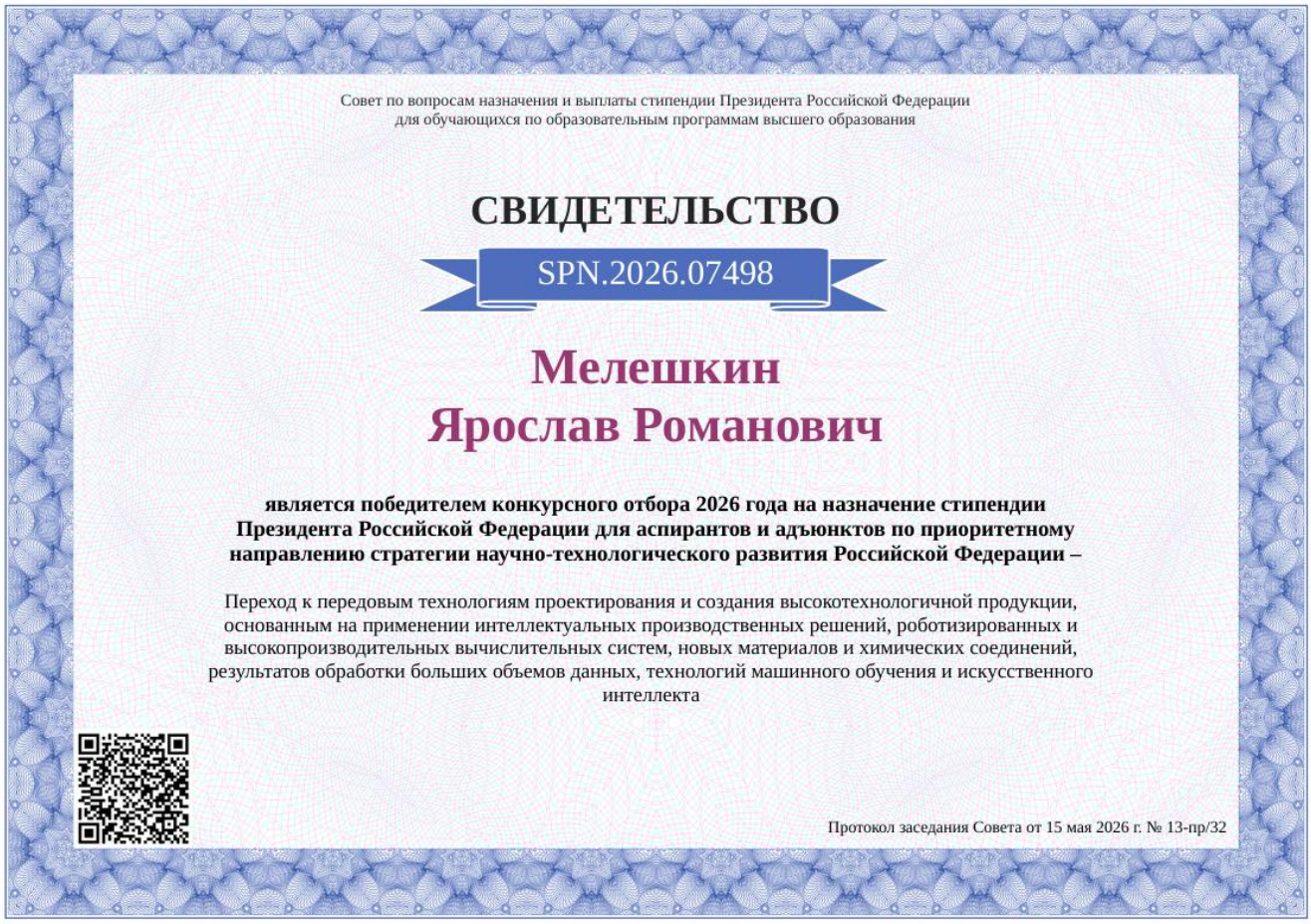
Использование результатов работы позволило существенно расширить представления обучающихся о методиках выбора керамического инструмента, предназначенного для обработки труднообрабатываемых материалов, технологии изготовления сменных многогранных пластин методами искрового плазменного спекания и электроэрозионной обработки, а также назначении режимов резания по расчетно-экспериментальным моделям.

Заведующий кафедрой
«Высокоэффективные технологии обработки»
д.т.н., профессор С. Н. Григорьев

Рисунок П.2.1 – Акт внедрения результатов работы

**Приложение 3**

**Достижения**



Совет по вопросам назначения и выплаты стипендии Президента Российской Федерации
для обучающихся по образовательным программам высшего образования

СВИДЕТЕЛЬСТВО

SPN.2026.07498

Мелешкин
Ярослав Романович

**является победителем конкурсного отбора 2026 года на назначение стипендии Президента Российской Федерации для аспирантов и адъюнктов по приоритетному направлению стратегии научно-технологического развития Российской Федерации –**

Переход к передовым технологиям проектирования и создания высокотехнологичной продукции, основанным на применении интеллектуальных производственных решений, роботизированных и высокопроизводительных вычислительных систем, новых материалов и химических соединений, результатов обработки больших объемов данных, технологий машинного обучения и искусственного интеллекта

Протокол заседания Совета от 15 мая 2026 г. № 13-пр/32

Рисунок П.3.1 – Свидетельство о победе в конкурсном отборе 2026 года на назначение стипендии Президента РФ для аспирантов и адъютантов




Рисунок П.3.2 – Диплом серебряной медали 28-го Международного салона изобретений и инновационных технологий «Архимед 2025»