

**Российский Государственный Университет
Нефти и газа им. И.М.Губкина**

На правах рукописи

Буклаков Андрей Геннадьевич

**ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА С КАРБИДОМ ТИТАНА ДЛЯ
ВООРУЖЕНИЯ ОПОРНО-ЦЕНТРИРУЮЩИХ УСТРОЙСТВ (ОЦУ)**

Специальность 05.02.04 – «Трение и износ в машинах»

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

**Научный руководитель
Доктор технических наук, профессор
Елагина Оксана Юрьевна**

Москва- 2015

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ	4
1. Вопросы повышения износостойкости опорно-центрирующих элементов оборудования скважин.....	7
1.2. Анализ применения композиционных материалов с упрочнением на основе карбидных фаз в условиях абразивного изнашивания.....	12
1.3. Влияние технологии изготовления карбидосталей на механические и антифрикционные свойства.....	21
2. Разработка композиционного материала с упрочнением TiC и матрицей на основе высоколегированного чугуна и обоснование температурно-временных условий его формирования	29
2.1 Анализ влияния легирующих элементов на температуру плавления матрицы на железной основе.....	30
2.2. Экспериментальные исследования влияния состава матрицы с Fe-C-Cr-Ni-B-Si системой легирования на температуру ее агрегатного перехода и износостойкость	39
2.3 Исследование влияния температуры нагрева при спекании на сохранение карбидов титана в композиционном материале.	47
2.4 Расчетно-экспериментальное обоснование режимов спекания композиционного материала, обеспечивающих формирование качественного износостойкого слоя.....	58
3. Разработка способа и режимов получения качественного износостойкого рабочего слоя из композиционного материала с TiC и высоколегированной чугуновой матрицей на зубки вооружения ОЦУ	67
3.1. Разработка способа изготовления рабочего слоя зубков вооружения ОЦУ методом электроконтактного спекания	67
3.2. Экспериментальное определение режимов спекания композиционного материала с упрочнением TiC, обеспечивающих формирование рабочего слоя зубков вооружения ОЦУ с высоким уровнем износостойкости	71
3.3 Металлографический анализ структурно-фазового состава спеченных	

композиционных слоев	82
4. Исследование эксплуатационных свойств вооружения опорно-центрирующих устройств с рабочей частью из композиционного материала на основе TiC.....	97
4.1. Исследование сопротивления композиционного материала с упрочнением TiC локальному воздействию высокотвердым индентором. .	97
4.2. Испытания зубков вооружения с рабочей частью из композиционного материала на основе TiC а условиях абразивного изнашивания.....	114
4.3. Разработка вооружения опорно-центрирующих устройств с упрочнением на основе карбида титана.....	129
Литература.....	135

ВВЕДЕНИЕ

Объектом исследований является вооружение опорно-центрирующих устройств оборудования скважин.

Целью диссертационной работы является создание композиционного материала с улучшенными триботехническими свойствами для повышения эффективности эксплуатации опорно-центрирующих устройств с комбинированным типом вооружения.

Для достижения поставленной цели в работе решались следующие **задачи**:

1. Разработка композиционного материала с улучшенными триботехническими характеристиками, сочетающими высокий уровень износостойкости и пониженные значениям коэффициента трения при скольжении по монолитному абразиву,
2. Расчетно-экспериментальное определение рациональных режимов спекания композиционного материала, обеспечивающих наилучший комплекс триботехнических характеристик,
3. Проведение исследований триботехнических свойств новых композиционных материалов в условиях абразивного изнашивания и выбор составов с наилучшими показателями.
4. Проведение сравнительных испытаний в условиях абразивного изнашивания новых и традиционно применяемых для вооружения ОЦУ композиционных материалов,
5. Разработка нового конструктивного исполнения рабочей части ОЦУ с применением комбинированного вооружения.

Научная новизна работы:

1. Разработан новый износостойкий экономичный композиционный материал с упрочнением 30-40% карбида титана и чугуновой матрицей с Cr-Ni-B-Si-системой легирования для условий абразивного изнашивания, обеспечивающий износостойкость и удельную эффективность разрушения

абразива сопоставимую с твердыми сплавами на основе карбида вольфрама.

2. Экспериментально показано, что формирование износостойкого рабочего слоя зубков вооружения с использованием композиционного материала с упрочнением карбидом титана достигается при спекании с удельной тепловой мощностью в диапазоне от 2000 Дж/мм³ до 2700 Дж/мм³.

3. Выполнена экспериментальная оценка триботехнических свойств композиционного материала с упрочнением карбидом титана, показавшая снижение потерь мощности на трение по монолитному абразиву на 20-25% ниже аналогичных величин для твердого сплава и на 80-100% ниже, чем у алмазосодержащей композиции при 20-40% снижении температуры разогрева в зоне контакта.

4. Предложена новая конструкция калибратора с комбинированным типом вооружения на основе нового износостойкого композиционного материала с упрочнением карбида титана, обеспечивающая равномерный износ вооружения и повышенную эффективность работы при бурении по твердым и крепким породам.

Практическая значимость проведенных исследований

В рамках диссертационного исследования:

1. разработан новый композиционный материал с упрочнением карбидом титана и высокоуглеродистой высоколегированной матрицей на железной основе, обеспечивающий сочетание высокого уровня износостойкости при трении по монолитному абразиву с низкими потерями мощности на трение;

2. разработана оснастка и определены режимы спекания, обеспечивающие изготовление зубков вооружения ОЦУ, позволяющие получить готовое изделие за минимальное время и без дополнительной механической обработки;

3. предложен новый метод изготовления вооружения калибраторов и новое конструктивное исполнение их рабочей части, защищенные патентом РФ.

Научные положения, выносимые на защиту:

1. Комплексные расчетно-экспериментальные исследования по разработке износостойкого композиционного материала с упрочнением карбидом титана и высоколегированной чугуновой матрицей с низкой температурой плавления;
2. Результаты исследований триботехнических характеристик и механических свойств композиционных материалов с разным содержанием карбида титана, включающих металлографию, анализ распределения легирующих элементов, тверδοметрию и склерометрию
3. Результаты сравнительных испытаний опытных зубков с упрочнением карбидом титана в сопоставлении с традиционным твердым сплавом и алмазосодержащим композитом, полученные в условиях абразивного изнашивания;
4. Опытные разработки нового метода получения зубков вооружения и новой конструкции калибратора с комбинированным вооружением рабочих лопастей, оформленные заявкой на патент РФ.

1. Вопросы повышения износостойкости опорно-центрирующих элементов оборудования скважин

Условия работы центрирующего и калибрующего оборудования скважин характеризуется наличием интенсивного изнашивающего воздействия на поверхности, контактирующие со стенками скважины. В зависимости от профиля скважины, ее зенитного угла, искривления ствола и минералогического состава горных пород, формирующих стенки, параметры и характер воздействия может сильно измениться. Увеличение в последние годы объема буровых наклонно-направленных и горизонтальных скважин, а также постоянное наращивание глубины бурения определяет актуальность вопросов повышения надежности опорно-центрирующего оборудования скважин, особенно в части эксплуатации его вооружения. Необходимость совмещения требования по эффективному разрушению горных пород при сглаживании стенок скважин с пониженными фрикционным характеристиками при их калибровке требует от вооружения опорно-центрирующих устройств сочетания высоких режущих и износостойких свойств с пониженными показателями коэффициента трения.

К настоящему времени наработан широкий спектр конструктивных решений для опорно-центрирующих устройств, определяющих специфику нагружения их контактных поверхностей. Калибраторы, расширители и центраторы используются в качестве элемента компоновки нижней части бурильной колонны. Они предназначены для калибрования ствола скважины, снижения ее кривизны и улучшения условий работы долота. Из-за износа породоразрушающего инструмента по диаметру в процессе бурения происходит сужение диаметра скважины. Калибраторы и расширители предотвращают этот процесс путем дополнительной проработки ствола. Особенно важную калибрующую и стабилизирующую роль по предотвращению нежелательного искривления ствола скважины калибраторы выполняют при бурении наклонно-направленных или

горизонтальных скважин, подверженных естественному искривлению. Поверхности лопастей калибратора по их наружному диаметру, равному диаметру бурового долота, армируются твердосплавными зубками с плоской наружной поверхностью или наплавляются зерновым твердым сплавом. При вращении бурильной колонны лопасти калибратора калибруют ствол скважины, центрируют эту колонну, уменьшают ее износ, центрируют забойный двигатель, стабилизируют и улучшают работу бурового долота. В таблице 1.1 представлена номенклатура выпускаемых калибраторов, центраторов и стабилизаторов [1].

Таблица 1.1. Номенклатура выпускаемых калибраторов, центраторов и стабилизаторов.

Наименование	Конструктивное исполнение	Вид	Тип	Область применения по породам	Вооружение
Калибратор	Лопастной с прямыми лопастями	К	МС	Мягкие и средней твердости	Твердосплавные вставки
		КА	СТ	Средней твердости и твердые	Природные и синтетические алмазы, твердосплавные вставки
		КИ	МЕТ	Мягкие, средней твердости и твердые	Славутич, твердосплавные вставки
	Лопастной со спиральными лопастями	КС	СТ	Средней твердости и твердые	Твердосплавные вставки
		КСА			Природные и синтетические алмазы, твердосплавные вставки
		КСИ	СТК	Средней твердости, твердые и крепкие	Славутич, твердосплавные вставки
		КШ	МС	Мягкие и средней твердости	Зубья, выполненные за одно целое с телом шарошки
			СТ		

			ТК	Твердые и крепкие	Твердосплавные вставки
Центратор двигателя	Лопастной с прямыми лопастями	ЦД	МСТ	Мягкие, средней твердости и твердые	Твердосплавные вставки
			МСТК	Мягкие, средней твердости, твердые и крепкие	Славутич, твердосплавные вставки
	Лопастной со спиральными лопастями	ЦДС	МСТ	Мягкие, средней твердости и	Твердосплавные вставки
			МСТК	Мягкие, средней твердости, твердые	Славутич, твердосплавные встав-
		ЦДШ	МС	Мягкие и средней твердости	Зубья, выполненные за одно целое с телом шарошки
			ТК	Твердые и крепкие	Твердосплавные вставки
Центратор	Лопастной с прямыми лопастями	Ц	МСТ	Мягкие, средней твердости и твердые	Твердосплавные вставки
			МСТК	Мягкие, средней твердости, твердые и крепкие	Славутич, твердосплавные вставки
	Лопастной со спиральными лопастями	ЦС	МСТ	Мягкие, средней твердости и	Твердосплавные вставки
			МСТК	Мягкие, средней твердости, твердые и крепкие	Славутич, твердосплавные вставки
	Шарошечный	ЦШ	МС		Зубья, выполненные за одно целое с телом шарошки
			ТК	Твердые и крепкие	Твердосплавные вставки

Применяющиеся в настоящее время калибраторы подразделяются на лопастные и шарошечные. Лопастные калибраторы (рисунок 1.1) различаются:

- 1) по числу лопастей — двух-, трех- и шестилопастные;
- 2) по направлению лопастей — с продольными лопастями и со спиральными лопастями;

- 3) по способу крепления лопастей — с постоянными (приваренными) лопастями, со сменными лопастями;
- 4) по способу установки калибрующих элементов на лопастях — с неподвижными рабочими элементами; с подвижными элементами (выдвижными штырями в специальных обоймах с целью компенсации износа).

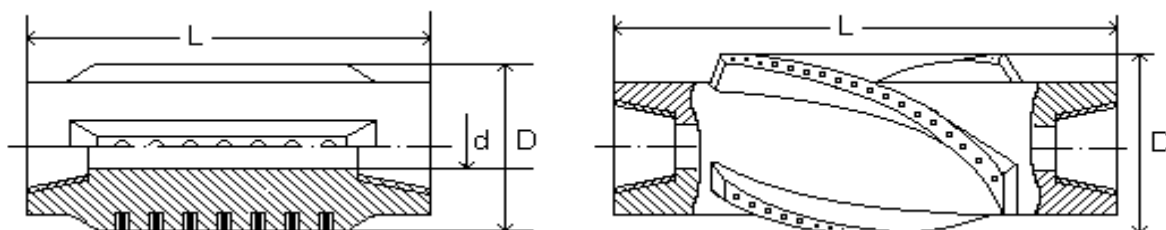


Рисунок 1.1 Калибраторы и центраторы с трапецеидальными выступами

Шарошечные калибраторы (рисунок 1.2) подразделяются:

- 1) по числу шарошек — 1-но, 2-х и 3-х шарошечные;
- 2) по схеме размещения шарошек — с продольным расположением шарошек, с наклонным расположением шарошек;
- 3) по форме и материалу зубьев шарошек — с фрезерованными зубьями, с твердосплавными зубками.

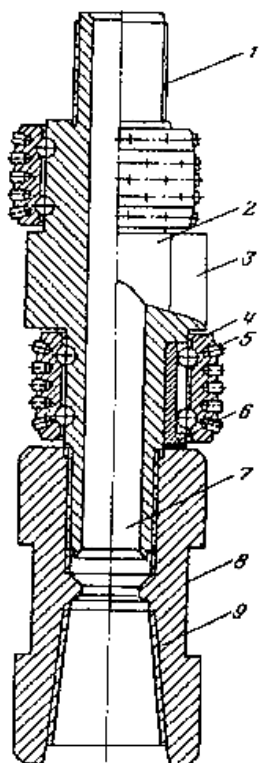


Рисунок 1.3 Шарошечный калибратор.

1 - резьба для соединения с буровой колонной; 2 и 8 - специальные пазы для свинчивания и развинчивания; 5 - корпус; 4 - кольцевые шарошки; 5 - твердосплавные цилиндрические зубки со сферической рабочей поверхностью; 6 - эксцентричные промежуточные втулки; 7 - центральный канал для прохода промывочной жидкости в долото; 9 - резьба для соединения с долотом.

Главные проблемы эксплуатации вооружения опорно-центрирующих устройств — обеспечение высокой износостойкости и равномерности износа калибрующих элементов. При этом отличительной спецификой работы опорно-центрирующих устройств от условий работы бурового инструмента является значительная разница в условиях нагружения породоразрушающей и калибрующей частей лопастей ОЦУ (рисунок 1.3).



Рисунок 1.3 строение калибратора

Породоразрушающая часть вступает в работу, если происходит износ долота и как следствие уменьшение диаметра скважины. На неё приходятся большие нагрузки и истирающее воздействие. Калибрующая часть калибрует диаметр скважины, а также центрирует породоразрушающий инструмент в стволе скважины. Нагрузки на калибрующую часть гораздо меньше, чем на рабочую, но могут возрастать при проходе наклонных участков скважины.

С целью повышения износостойкости рабочие элементы лопастных и шарошечных калибраторов армируются вставными твердосплавными штырями (зубки) из карбида вольфрама. Их диаметр, как правило, равен номинальному диаметру долота. Разработаны конструкции центраторов и калибраторов с двухъярусными лопастями, которые по всей поверхности армируются твердым сплавом, что обеспечивает их высокую стойкость и долговечность. Направляющие фаски, в свою очередь, армируются релитом, что исключает их износ.

Несмотря на значительное число усовершенствований твердосплавного вооружения, применяемые материалы по-прежнему базируются на карбиде вольфрама и кобальте. Они очень чувствительны к изгибающим нагрузкам и

перегреву рабочих поверхностей, возникающим в контакте с породой. Разрушение зубков является преобладающим видом износа. При этом наибольшему изнашивающему воздействию подвергается вооружение рабочей (породоразрушающей) части лопасти. Износ калибрующей части значительно ниже, что приводит к неравномерности износа вооружения ОЦУ и вызывает увеличение затрат мощности на бурение. При работе в наклонно-направленных скважинах неравномерность износа вооружения может вызывать овализацию ствола скважины.

Обзор конструктивного и материального исполнения опорно-центрирующих устройств показал, что несмотря на разнообразие технических решений этой группы оборудования, выпускаемой различными производителями, вопросы разработки новых видов вооружения практически не рассматриваются. Применение твердых сплавов на основе релита, разработанных в 70-х годах, является основной тенденцией, несмотря на их высокую стоимость, повышенную хрупкость и склонность к перегревам. Это определяет необходимость разработки новых материалов для вооружения ОЦУ, сочетающих высокий уровень износостойкости с более повышенной стойкостью к перегревам, за счет снижения фрикционных характеристик материала, и более низкой стоимостью.

1.2. Анализ применения композиционных материалов с упрочнением на основе карбидных фаз в условиях абразивного изнашивания

В настоящее время разработаны и используются несколько групп материалов с упрочнением на основе карбидных фаз - это твёрдые сплавы на основе карбида вольфрама, безвольфрамовые твердые сплавы и карбидостали.

Вольфрамсодержащие твердые сплавы традиционно получают путем спекания карбида вольфрама разной грануляции с кобальтовой

металлосвязкой, объем которой изменяется в пределах от 3 до 30% от общего объема сплава. Эти сплавы характеризуются большой твердостью (86—92 HRA), прочностью (у сплавов ВК разных марок пределы прочности при изгибе 1—2,5 Гн/м², или 10,0—25,0 МПа, при сжатии 3,2—5,9 Гн/м², или 32,0—59,0 МПа, в зависимости от содержания кобальта. На износостойкость и работоспособность твердых сплавов существенное значение оказывает размер зерна карбидной фазы. Как правило, с уменьшением размера зерна снижается прочность, но увеличивается износостойкость.

Одной из основных проблем, связанных с использованием твердых сплавов на основе WC является лункообразование, возникающее вследствие низкой смачиваемости карбидных частиц расплавом кобальта и выкрашиванием под действием вибрационных нагрузок.

Начиная с 30-х годов карбид титана начали вводить в твердые сплавы системы WC-Co для повышения твердости и снижения луночного износа. Фирма «First Sterling Steel Corp.» (США) выпустила на мировой рынок сплавы на основе системы WC-TaC-TiC-Co. Так как мировые запасы тантала в Европе незначительные, сплавы WC-TaC-TiC-Co с 1932 по 1950 применялись только в США. В послевоенные годы эти материалы заняли доминирующее положение в обработке стали.

Как известно, механические свойства твердых сплавов во многом определяются соотношением компонентов (в данном случае карбида вольфрама, карбида титана и кобальта) и размером зерна карбидной фазы. Рост содержания карбида титана в этих сплавах при условии постоянного содержания кобальта способствует увеличению твердости и износостойкости, снижению прочности сплава. При повышении содержания кобальта наблюдается противоположная картина.

В таблице 1.3 представлено сопоставление характеристик твердых сплавов на основе WC и WC-TiC с разным содержанием кобальтовой матрицы.

Таблица 1.3 Марки, химический состав и характеристики спеченных твердых сплавов (ГОСТ 3882)

Марка	Массовая доля карбидов, %		Физико-механические свойства		
	вольфрама	Титана	Предел прочности при изгибе, МПа (не менее)	Плотность, кг/м ³ *10 ⁻³	Твердость HRA, не менее
ВК3	97	—	1176	15,0–15,3	89,5
ВК4-В	96	—	1470	14,9–15,2	88,0
Т30К4	66	30	980	9,5–9,8	92,0
ВК6	94	—	1519	14,6–15,0	88,5
ВК6-М	94	—	1421	14,8–15,1	90,0
ВК6-В	94	—	1666	14,6–15,0	87,5
Т15К6	79	15	1176	11,1–11,6	90,0
ВК8	92	—	1666	14,4–14,8	88,0
ВК8-В	92	—	1813	14,4–14,8	86,5
ВК8-ВК	92	—	1764	14,5–14,8	87,5
Т14К8	78	14	1274	11,2–11,6	89,5
ВК10	90	—	1764	14,2–14,6	87,0
ВК10-КС	90	—	1862	14,2–14,6	85,0
Т5К10	85	6	1421	12,4–13,1	88,5

Примечание: матрица – Со.

Анализ представленных данных показывает, что введение в состав твердого сплава карбида титана способствует росту его твердости, однако сопровождается существенным снижением показателей сопротивления изгибающим нагрузкам. При этом следует отметить, что износостойкость сплавов с карбидом титана сохраняется на достаточно высоком уровне даже при нагреве до 800—900 °С.

Разработка и внедрение безвольфрамовых твердых сплавов связано с высокой стоимостью вольфрамсодержащих компонентов. Наибольшее распространение в качестве упрочняющей фазы в таких сплавах получил карбид титана. Хорошо себя зарекомендовали твердые сплавы, в которых в качестве основы используется карбиды и нитриды титана, а в качестве связки — никель и молибден.

Среди недостатков твердых сплавов на основе карбида титана следует выделить меньшую прочность на изгиб и повышенную хрупкость, которые, однако можно повысить за счет подбора металlosвязки с улучшенными характеристиками смачиваемости [2].

В целом разработанные к настоящему времени безвольфрамовые твердые сплавы (БВТС) по твердости и износостойкости несколько превосходят, а по прочности приближаются к твердым сплавам на основе WC, Обладают хорошей жаро- и коррозионной стойкостью.

Сплавы TiC—NiMo разработаны в США фирмой "Ford Motors" и являются альтернативой традиционным сплавам на основе карбида вольфрама сортов P01 по ИСО.

Таблица 1.4. Ориентировочный состав и некоторые свойства новых марок сплавов

Сплав	TiC	Ni	Mo	$\sigma_{\text{изг}}$, ГПа	Твердость, HRA	ρ , г/см ³
ТН20	80	14	6	1,12	91	5,6
ТН20-П	80	14	6	1,3	91	5,6
ТН25-П	74	19	7	1.5-1,8	90	5,7
ТН-30	70	24	7	1,3	89	
КТС	70	18	12	1,35	92-94	
T15K6	15	-	-	1,2	90-91	

Регулирование состава и долевого участия матрицы твердого сплава позволяет до 110% повысить сопротивление материала изгибающим нагрузкам. Так увеличение концентрации молибдена в составе металlosвязки до 12% обеспечило рост ее прочностных свойств до величин 1350 МПа,

введение никеля в количестве 18-20% повысило этот показатель до 2000-2100 МПа (рисунок 1.5).

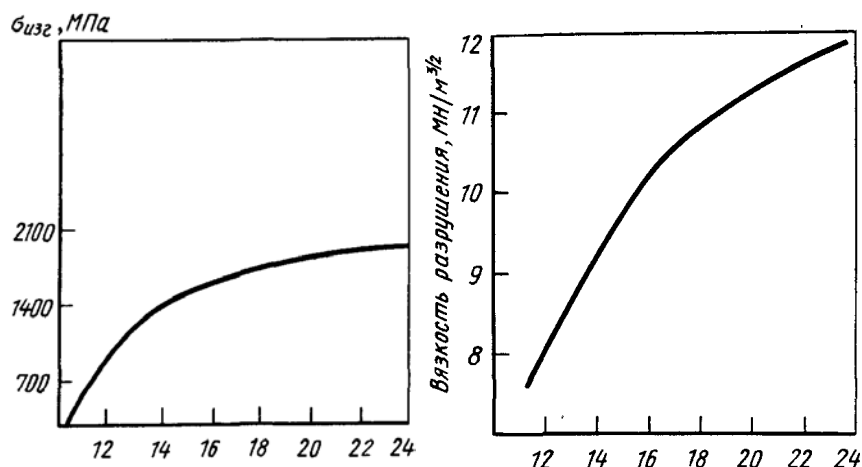


Рисунок 1.5 Зависимость предела прочности на изгиб и вязкости разрушения сплавов системы TiC—Mo₂C—Ni от содержания никеля

Сравнение прочностных свойств и твердости зарубежных твердых сплавов, проведенное в работе [3] показывает хорошие перспективы применения в качестве матрицы железа или сталей (рисунок 1.6).

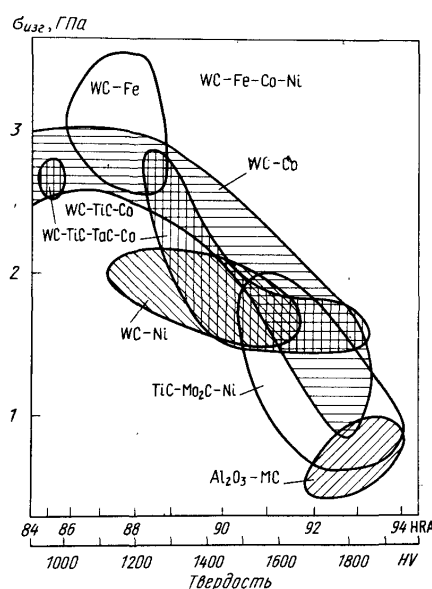


Рисунок 1.6 Диаграмма распределения твердых сплавов различных классов по твердости и прочности [4]

Существенное возрастание прочности на изгиб характерное для системы WC-Fe сопровождается некоторым снижением твердости, однако, видимо может быть скомпенсировано переходом к упрочнению такого композиционного материала преимущественно карбидом титана.

Отдельный класс композиционных материалов, располагающийся между твердыми сплавами и быстрорежущими сталями, составляют карбидостали или ферротикары. Уже в 1953 г. в США (Ferro-TiC), а с 1963 г. - в ФРГ (Ferro-Titanit) было начато промышленное производство материалов, состоящих из зерен TiC, равномерно распределенных в связке из высоколегированной стали. С 1975 г. подобная работа выполняется в УкрНИИ спецстали.

Исследования методов получения и свойств аналогичных материалов в нашей стране начали проводиться в конце 60-х годов С.С. Кипарисовым. Известно, что чем выше содержание в карбидостали тугоплавкой фазы, тем труднее материал поддается механической обработке, тем больше его твердость и износостойкость. Обычно содержание карбидной фазы в карбидосталях составляет 30—70 %.

Первоначально в качестве металлической составляющей карбидостали использовали углеродистые стали, которые в дальнейшем с целью повышения твердости материалов были заменены легированными марок X12M, X4H2M8, X18Ш5, X13M2, X6B3M, 5X6BM2, X4H2M8, P18, P9K5, P6M5, X6Ф6M, 12X18H10T, 30X13 и др. В таблице 1.5 приведены составы сталей, используемых в качестве связок, а в табл. 1.6 — составы наиболее распространенных карбидосталей.

Таблица 1.5. Составы стальных связок, используемых для получения карбидосталей.

№	Содержание, %						
	Cr	Mo	V	W	Ni	Co	C
1	-	5	2	6,5	-	-	0,8
2	18	-	-		10-15	-	0,1
3	12	0,1-1,0	-	-	-	-	1,2-2,0
4	4	8	-	-	2	-	1,5
5	3,95	1,34	-	-	0,4	-	0,8
6	-	4	-	-	-	-	0,3
7	0,8-2,9	0,2-2,9	-	-	-	-	0,3-06
8	5	1,4	0,45	1,4	-	-	0,35
9	4	8	2	-	-	-	0,85
10	4	-	1	18	-	-	0,75
11	4	-	2	20	-	12	0,8
12	4,75	-	5,0	12,5	-	5,0	1,57
13	4	20	1,6	-	-	12	0,8
Примечание. Fe - в остатке; состав 5-содержал 1,7 % Si.							

Таблица 1.6 Составы карбидосталей.

№	Содержание компонентов, %					
	TiC	Fe	Cr	Ni	Mo	C
1	39,0	42,7	11,7	7,3	-	-
2	52,0	33,7	8,6	5,7	-	-
3	32,5	63	2,5	-	2	-
4	33	64,2	-	-	2,60	0,20
5	35	60,8	1,9	-	1,91	0,39
6	40	57,4	0,85	-	1,5	0,24
7	25-35	61-70	1,7-20	-	1,75-2,02	0,36-0,41
8	30-50	43-60	6,0-8,4	-	0,5-0,7	0,6-0,84
9	30-50	42-59	2,0-2,8	1,0-1,4	4,0-5,6	0,75-1,05
10	30-50	33-47	9-13	7,5-10,5	-	0,05-0,07
11	32,5	63,9	1,8	-	1,8	-
12	39	42,7	11,0	7,3	-	-
13	52	33,7	8,6	5,7	-	-

Большинство стальных связок содержат значительное количество хрома, никеля, молибдена, углерода. Эти элементы обеспечивают хорошую смачиваемость карбидных зерен стальным расплавом и высокие механические свойства карбидосталей. Есть данные, что уменьшение содержания углерода в стальной связке влечет за собой некоторое увеличение прочности на изгиб. Применение хрома следует ограничить до 10 %, поскольку более высокое содержание хрома приводит к повышению твердости и хрупкости карбидостали. В то же время для повышения окалиностойкости в стальную связку необходимо вводить 18-19 % Сг. Никель в стальной связке благоприятно влияет на вязкость карбидостали. Легированием стальной связки марганцем можно обеспечить аустенитную структуру ее и упрочнение при пластическом деформировании и фазовых переходах. Легирование стальной связки, содержащей 13,0-13,6 % Mn, никелем (до 2 %), молибденом (до 8 %) и хромом (до 4 %) способствует повышению прочностных и пластических свойств.

Сопоставление данных по изменению прочностных свойств и твердости, приведенное в работе [4] показывает, что подбор системы легирования металловсвязки и рациональное долевое участие карбидной фазы позволяет в широких пределах регулировать эксплуатационные свойства карбидосталей (рисунок 1.7).

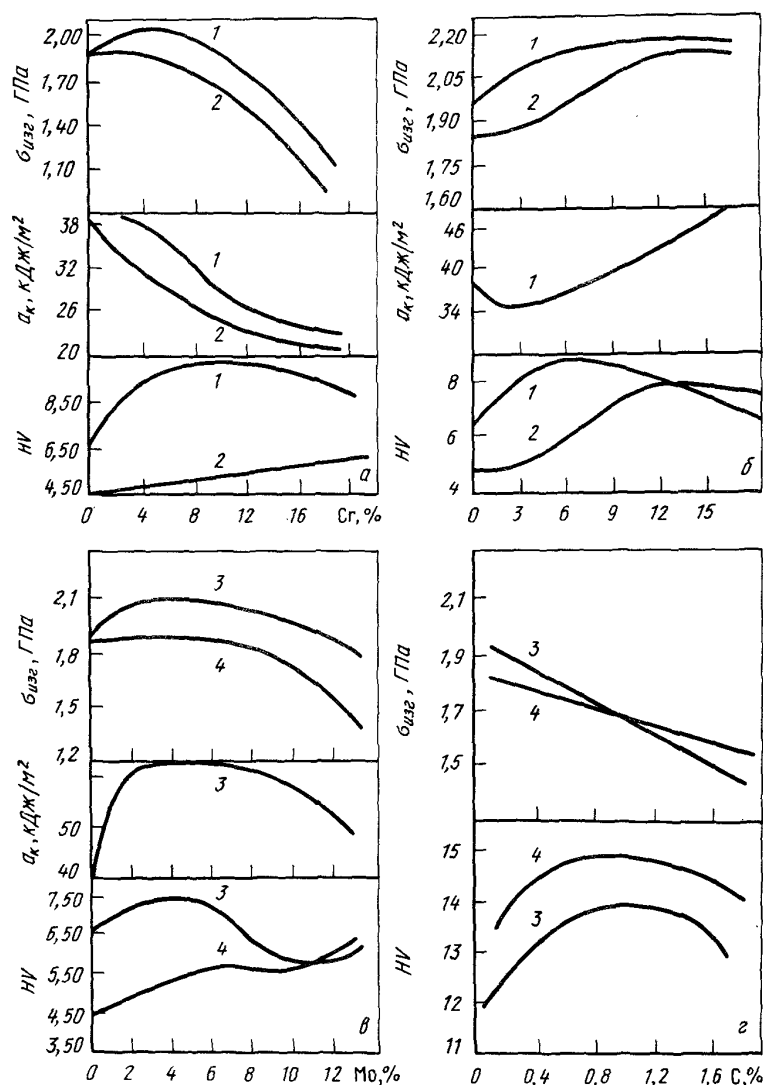


Рисунок 1.7 Влияние содержания хрома (а), никеля (б) и молибдена (в) в сплавах с 40 % TiC - 60 % Fe и углерода (г) в сплавах с 40 и 50 % TiC - сталь X9 на предел прочности при изгибе, ударную вязкость и твердость: 1 - после закалки; 2 - после отжига; 3 - сплавы с 40 % TiC; 4 - сплавы с 50 % TiC

Так введение по 2-4% никеля и молибдена в стальную металловязку позволяет обеспечить получение сопротивления изгибу на уровне 2000-2100 МПа с сохранением твердости не ниже 8,0-8,5 HV. Дополнительное легирование углеродом увеличивает этот показатель до 13-15 HV, что сопоставимо с уровнем твердых сплавов.

Таким образом, выполненный анализ применяемых композиционных материалов показал, что:

- для повышения износостойкости вооружения опорно-центрирующих устройств целесообразно применять композиционные материалы с упрочнением карбидом титана, обладающим более высоким уровнем твердости по сравнению с материалами на основе карбида вольфрама,

- снижение хрупкости композиционного материала с применением карбида титана может быть достигнуто за счет применения для его изготовления матрицы на железной основе с разработкой системы ее рационального легирования, обеспечивающей формирование оптимального сочетания прочностных и вязких характеристик,

- повышение общего комплекса прочностных свойств композиционного материала на основе карбида титана и сплавов на железной основе может быть обеспечено за счет применения в качестве матрицы высокоуглеродистых высоколегированных чугунов, армированных карбидной фазой в оптимальной концентрации.

1.3. Влияние технологии изготовления карбидосталей на механические и антифрикционные свойства.

Основной технологией получения изделий из композиционных материалов является жидкофазное спекание. В зависимости от параметров реализации этого процесса в объеме спекаемого материала формируется определенная степень пористости и уровень прочностных свойств. Особое значение при этом имеет смачиваемость карбидных частиц, которая в свою очередь определяется температурой нагрева. В таблице 1.7 представлены значения краевого угла смачивания карбида титана сталями разного состава при разных температурах нагрева.

Таблица 1.7 Смачиваемость карбида титана сталями при различных температурах спекания

Марка стали	$t, ^\circ\text{C}$	$\theta, \text{град}$
XI2M	1400	45
	1450.	30
	1500	7
X4H2M	1400	60
	1500	35
	1600	10
X18H15	1500	35
	1600	7
2.24Ni + 0.07C	1480	38
30,05Ni+ 0.10C	1480	11
11.0Cr + 0,07C	1480	30
1,23Si + 0,19C	1480	36
540Si + 0,16C	1480	0

Чем ближе фактический краевой угол смачивания к нулю, тем ниже будет пористость и выше прочность сцепления в композиционном материале. Как видно из приведенных данных с ростом температуры наблюдается тенденция к снижению величины угла смачивания. Однако, повышение температуры нагрева приводит к частичному растворению карбидных частиц. Как отмечено в работе [4] косвенным свидетельством наличия некоторой растворимости карбида титана в стали является округлая форма частиц карбида титана в образцах из карбидостали, причем мелкие частицы TiC имеют большую растворимость в стальной связке по сравнению с крупными. Однако замечено, что в случае использования в качестве стальной связки быстрорежущих сталей марок P18 и P9K15 зерна карбида титана в карбидостали имеют полиэдрическую и осколочную форму.

На рисунке 1.8 представлены графики изменения износостойкости карбидостали с разным процентным соотношением карбидной фазы для трех разных режимов спекания.

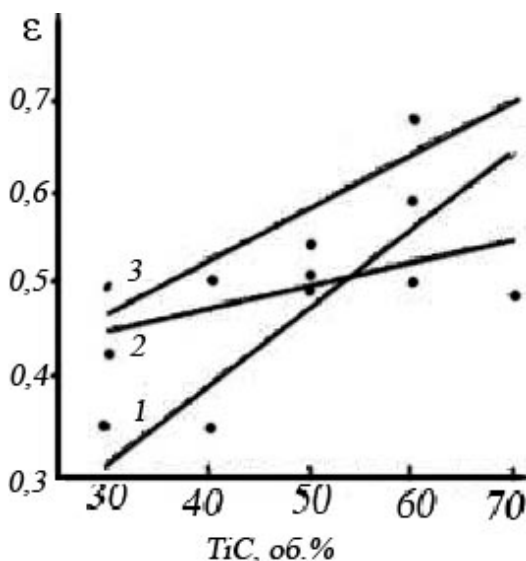


Рисунок 1.8 Зависимость износостойкости карбидосталей от содержания карбида титана и температуры спекания: 1- 1620 К; 2 – 1670 К; 3 – 1720 К.

Как видно из полученных данных износостойкость карбидостали увеличивается с ростом содержания карбида титана в карбидостали и повышением температуры спекания. Максимальный уровень износостойкости формируется при температуре 1720 °К, но следует отметить, что угол наклона графика существенно меньше, чем у графика с температурой спекания 1620 °К. Видимо изменение износостойкости образцов с разным содержанием карбида титана связано с изменением структуры стальной связки и степенью сохранности карбидной фазы. На рисунке 1.9 приведена зависимость износостойкости составов, исследованных в работе [5] в зависимости от достигнутого уровня твердости карбидостали.

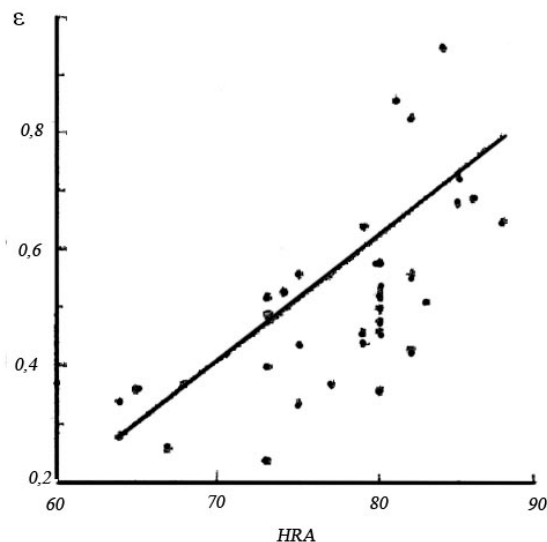


Рисунок 1.9 Зависимость износостойкости карбидосталей от твердости

По представленному графику видно наличие тенденции повышения износостойкости с ростом твердости карбидостали, однако разброс полученных значений довольно значителен. Это подчеркивает необходимость учета роли и состояния матрицы композиционного материала при анализе его износостойкости.

Многолетние исследования механизма абразивного изнашивания, выполненные в работах [6] показали, что интенсивность разрушения материалов под действием абразива в значительной мере определяется соотношением его твердости и твердости поверхности металла в зоне трения. Если это соотношение меньше 1, то абразив по своим механическим свойствам не способен разрушить поверхность металла и абразивное изнашивание не будет основным видом износа (рисунок 1.10).

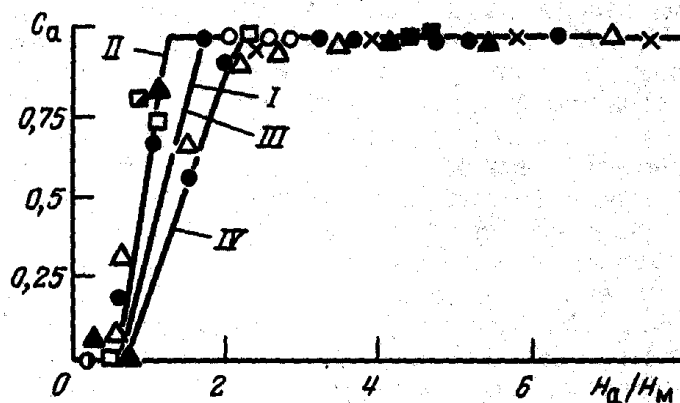


Рисунок 1.10 Зависимость показателя изнашивающей способности абразива (C_a) от соотношения твердостей абразива (H_a) и металла (H_m) при разных видах изнашивания: I – газоабразивное изнашивание, II – трение скольжения по монолитному абразиву, III – при ударе по слою незакрепленного абразива, IV – при движении в абразивной массе [7].

Интенсивность абразивного изнашивания материалов возрастает, если соотношение твердости абразива и металла находится в диапазоне от 1 до 1,5-2,0. Дальнейший рост твердости абразива по отношению к металлу поверхностного слоя уже не изменяет характеристики изнашивания.

Породы, относящиеся в высокоабразивным по классификации работы [8] характеризуются уровнем твердости в диапазоне 1000 – 1100 HV. На обеспечение требуемого уровня твердости и износостойкости карбидосталей существенное воздействие оказывает перераспределение легирующих элементов и углерода между матрицей и карбидной фазой. Предотвращение условий, способствующих растворению карбида титана и повышению степени его дефектности по углероду, позволяет в широком диапазоне регулировать твердость композиционного материала (рисунок 1.11).

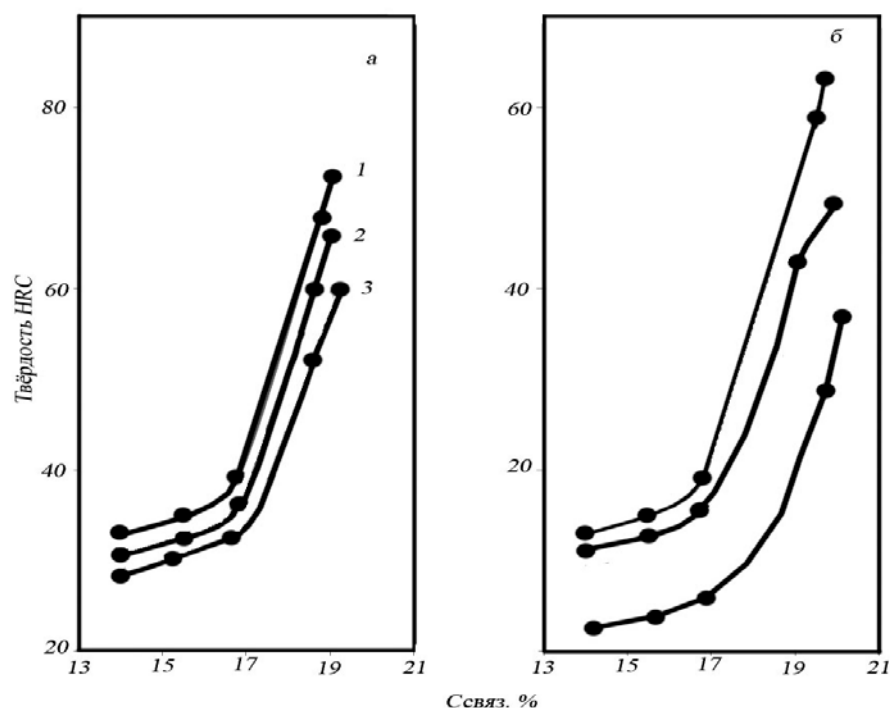


Рисунок 1.11. Твердость карбидосталей 50 % TiC+30 % X12M (а) и 30% TiC+ 70% X12M (б) в зависимости от состава карбида титана: 1 - после закалки; 2 - после спекания; 3 - после отжига

Как видно из рисунка формирование условий для сохранения углерода в связанном состоянии в карбидной фазе позволяет обеспечить практически двухкратный прирост твердости.

Абразивная износостойкость карбидосталей также существенно зависит от размера зерен карбидной фазы. С уменьшением размеров зерен карбида титана стойкость карбидостали при абразивном износе повышается [9]. По другим данным [10], абразивный износ карбидосталей определяется в основном прочностью стальной связки, а не тугоплавкой фазы, зерна которой выкрашиваются после разрушения связующей.

Испытания карбидосталей в условиях трения без смазки [11] показали, что по мере увеличения скорости скольжения от 1,1 до 2,5 м/с коэффициент трения материалов уменьшается до 0,08—0,09, а интенсивность износа несколько увеличивается. С увеличением содержания тугоплавкой составляющей в карбидостали при любом давлении коэффициент трения и

интенсивность износа уменьшаются, что подтверждает зависимость износостойкости материалов от их твердости (таблица 1.8).

Таблица 1.8 Антифрикционные свойства карбидостали при трении без смазки

Состав, %		Температура спекания при	Скорость скольжения, м/с	Удельное давление, МПа	Интенсивность износа I, мк/км, и коэффициент трения			
TiC	сталь				при комнатной температуре			
					сталь 38ХМЮА		карбидрсталь TiC - 50 % XI2M	
					I	f	I	f
50	50X12M	1673	1,1	1,0	-	0,14	-	0,12
				2,0	0,24	0,135	0,24	0,12
				2,5	0,48	0,12	0,24	0,11
				3,0	0,72	0,12	0,19	0,10
			1,5	1,0	0,19	0,14	0,27	0,09
				2,0	0,38	0,13	0,27	0,09
				2,5	0,76	0,13	-	-
				3,0	0,81	0,12	-	-
			2,5	1,0	0,33	0,12	-	
				2,0	0,44	0,12	-	-
				2,5	0,77	0,10	-	-
				3,0	0,88	0,09	-	-
40	60X12M	1623	1,1	2,0	0,48	0,14	0,48	0,12
				2,5	0,72	0,13	0,48	0,11
				3,0	0,97	0,125	0,61	0,11
30	70X12M	1573	1,1	2,0	0,7 2	0,15	0,48	0,13
2,5	0,85			0,14	0,48	0,12		
3,0	1,22			0,13	0,72	0,12		
-	100X12M		1,1	3,0	5,00	0,45	2,93	0,35
50	50X4H2M8	1673	1,1	2,0	-	0,12	-	0,11
				2,5	0,24	0,11	-	0,10
			1,5	2,0	0,36	0,11	0,18	0,09
			2,5	2,5	0,53	0,10	0,18	0,08
				3,0	0,76	0,09	0,36	0,08
				2,0	0,44	0,10		
40	50X4H2M8	1653	1.1	3,0	0,77	0,08	-	-
				2,0	0,30	0,12	-	-
				2,5	0,48	0,12	-	
35	60X4H2M8	1623	1.1	3,0	0,85	0,10	-	-
				2,0	0,48	0,13	0,24	0,11
				2,5	0,72	0,12	0,48	0,10
30	70X4H2M8	1573	1.1	3,0	0,90	0,10	0,48	0,09
				2,0	0,50	0,13	0,24	0,12
-	100X4H2M8		1.1	3,0	1,00	0,10	0,7 2	0,09
					3,70	0,40	2,9	0,35

При трении без введения смазочного материала по контртелу из карбидостали TiC(50%)+X12M значения коэффициентов трения и интенсивности линейного износа меньше, чем в случае применения контртела из стали 38ХМЮА. Это также можно объяснить увеличением износостойкости с ростом твердости материалов. Приведенные данные об износостойкости карбидосталей в различных условиях показывают, что при всех исследованных условиях карбидостали имеют более высокие антифрикционные свойства, чем легированные стали. Для малонагруженных высокоскоростных прецизионных узлов трения могут быть использованы карбидостали, содержащие 30-35 % TiC. Такие материалы сочетают высокую твердость и износостойкость после закалки с достаточно хорошей механической обрабатываемостью после отжига.

Остаточная пористость в карбидосталиях оказывает влияние не только на механические характеристики сплава, но и на абразивный износ. Рост пористости от 0,2 до 5 % вызывал значительное падение износостойкости карбидостали — в 1,5-2,0 раза, что связывают с возникновением усталостных трещин на дефектах, причем постепенное смыкание трещин приводило к образованию частиц износа.

Таким образом, на основании проведенного анализа можно отметить, что:

- карбидостали являются перспективным классом износостойких композиционных материалов для условий абразивного изнашивания, эффективность применения которых определяется высоким уровнем твердости и снижением коэффициента трения,
- формирование высокого уровня износостойкости карбидосталей в условиях абразивного изнашивания зависит от таких факторов как общая твердость композиционного материала, пористость и предотвращение растворения карбидной фазы в процессе спекания.

2. Разработка композиционного материала с упрочнением TiC и матрицей на основе высоколегированного чугуна и обоснование температурно- временных условий его формирования

Одной из основных проблем использования матрицы на железной основе в износостойких композиционных материалах является ее высокая температура плавления, приводящая к растворению упрочняющей карбидной фазы и переходу легирующих элементов в жидкий расплав. При этом происходит размывание исходных границ раздела, отделяющих карбидные частицы от металлосвязки и потеря ожидаемых износостойких свойств рабочей части вооружения ОЦУ. Кроме того, применение традиционных технологий спекания композиционных материалов в печах характеризуется значительным временем пребывания шихты при высоких температурах, что также способствует активизации диффузионных процессов растворения карбидной фазы.

Применительно к карбиду титана, как упрочняющей фазы в композиционном материале, этот процесс усугубляется высокой химической активностью атомарного титана в расплаве, что приводит к его интенсивному окислению и выгоранию. Решение проблемы сохранения частиц карбида титана в расплаве в исходном состоянии возможно за счет регулирования температуры плавления металлосвязки на железной основе путем подбора системы ее легирования и использования технологий спекания с ограниченным временем пребывания в области высоких температур.

В данной главе рассмотрены вопросы влияния системы легирования сплавов на основе железа на температуру их плавления – кристаллизации, выявлена роль диффузионных процессов, возникающих при нагреве, в потере износостойких характеристик. Рассмотрено влияние режимов электроконтактного спекания на формирование максимальной износостойкости композиционного материала.

2.1 Анализ влияния легирующих элементов на температуру плавления матрицы на железной основе

Существенное значение при подборе химического состава металlosвязки на железной основе имеет снижение температуры ее плавления при сохранении износостойких свойств матрицы сплава. Как видно из политермического разреза Fe - TiC, представленного на рисунке 2.1, при концентрации карбида титана с 0,5% до 3,8% он сохраняется в нерастворенном состоянии до 1460 °С. С увеличением его количества свыше 3,8% карбид остаётся в нерастворённом виде и в жидком расплаве при температурах выше 1500 °С.

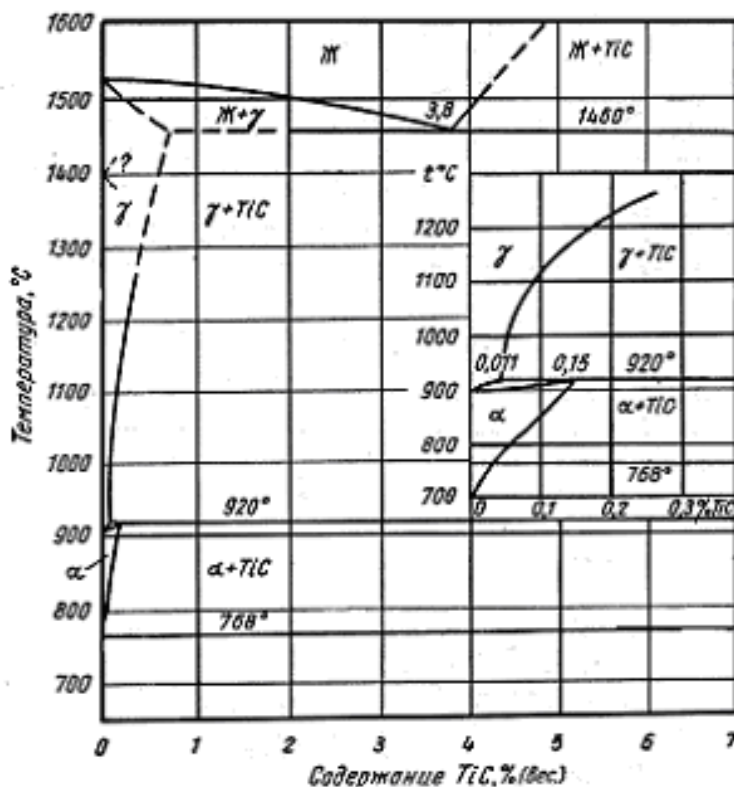


Рисунок 2.1 Политермический разрез системы Fe - TiC

Использование чистого железа в качестве металlosвязки для условий абразивного изнашивания, как правило, не обеспечивает требуемого уровня износостойкости. Введение в железную матрицу углерода позволяет существенно повысить износостойкие свойства, а также изменить характер

растворения карбида титана.

Как видно из политеرمического разреза системы Fe-C-Ti, содержащей 3,4%Ti и представленной на рисунок 2.2, температура перехода карбида титана в расплав существенно снижается по мере роста содержания углерода.

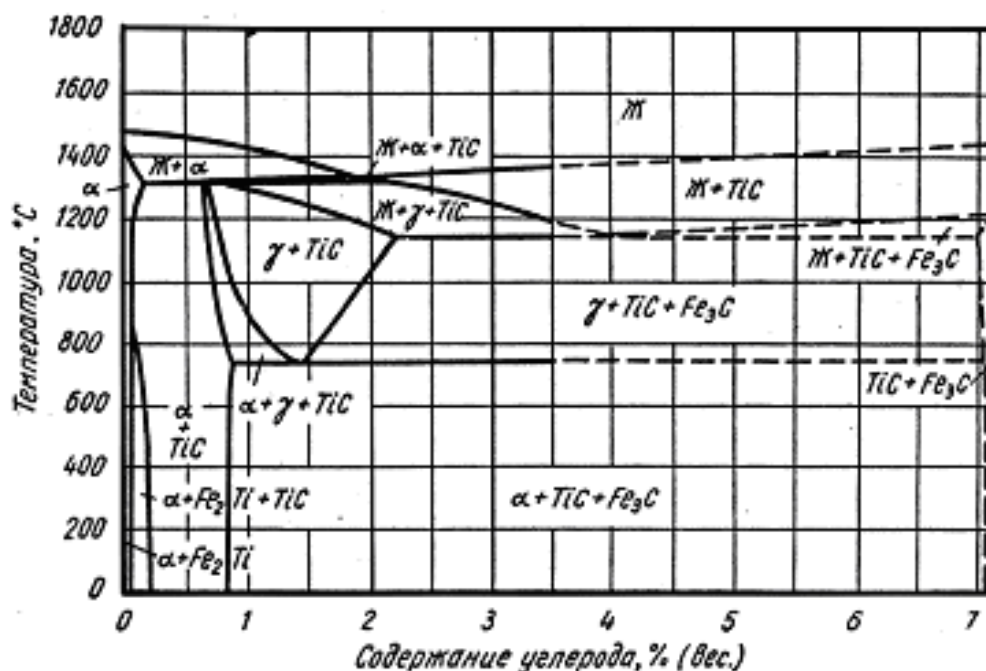


Рисунок 2.2 Политермический разрез системы Fe-C-Ti при 3,4% Ti

При содержании углерода до 0,7 % карбид титана в сплаве сохраняется в нерастворенном виде только в твердом состоянии. При нагреве выше температуры плавления карбид растворяется и легирует расплав. Следует отметить, что в указанном диапазоне концентраций углерода содержащийся в сплаве титан в количестве 3,4% связывает практически весь углерода в карбид, обезуглероживая при этом матрицу сплава. Избыточный углерод появляется в твердом растворе только при увеличении его концентрации в сплаве свыше 0,7 %, что характеризуется появлением в структуре аустенита, а при 2,2% и выше - цементита. Появление углерода в твердом растворе смещает переход карбида титана в расплав в область более высоких температур. Так, при концентрации углерода около 2,0 % карбид титана сохраняется в нерастворенном виде наряду с аустенитом и жидким расплавом до температур 1320 - 1350 °С. Дальнейшее наращивание

концентрации углерода в твердом растворе, а затем и в расплаве способствует повышению устойчивости карбида титана к растворению. При 3% углерода температура его растворения составляет уже около 1370-1380 °С.

Следует также отметить, что повышение концентрации углерода в металлосвязке способствует понижению температуры ее плавления до 1250-1260 °С при содержании углерода около 2,0%.

Таким образом, анализ политермических разрезов систем Fe-TiC и Fe-Ti-C показывает, что металлосвязка на основе железа может быть использована для создания композиционного материала с упрочнением на основе карбида титана при условии ее легирования углеродом. Углерод, начиная с концентрации 2,2%, существенно понижает температуру плавления стальной матрицы до 1250-1260 °С, одновременно способствуя некоторому повышению температуры растворения карбида титана. Для повышения устойчивости карбида титана к растворению в жидком расплаве необходимо, чтобы концентрация углерода в нем составляла не менее 2,2%. При этом согласно диаграммам состояний Fe-C температура плавления по мере увеличения содержания углерода снижается с 1536 °С для чистого железа до 1140 °С для сплава с содержанием углерода 4,3%.

Дальнейшее увеличение концентрации углерода приводят к росту температуры плавления за счёт выделяющегося первичного цементита. Это ограничивает предельный уровень концентрации углерода в стальной металлосвязке величиной, не превышающей 4,0%.

Дополнительному снижению температуры плавления железоуглеродистой матрицы способствует легирование металлами. Согласно данным работы [12] расчет температуры ликвидус легированных сталей и сплавов можно выполнить по следующей зависимости:

$$T_L = T_{\text{плав Fe}} - (\Sigma(a_0 + a_1 \cdot [i]))$$

где: $T_{\text{плав Fe}}$ - температура плавления чистого железа (в соответствии с большей частью известных рекомендаций $T_{\text{плав Fe}} = 1539 \text{ }^{\circ}\text{C}$);

a_0 - коэффициент приведения температуры плавления чистого железа (вводится в случае принятия значения температуры плавления железа отличного от приведенного выше);

a_1 и a_2 - коэффициенты значимости 1-го и 2-го порядка для соответствующего элемента i , содержащегося в стали данной марки; $[i]$ - содержание элемента i в стали данной марки, %.

Коэффициент a_0 для высокоуглеродистых сталей с 2.0 % углерода и выше по данным работы [6] принят равным 0. Коэффициент a_1 для расчета, выбранные для сплавов с содержанием углерода выше 2,0% и действительные в концентрационных областях, где при затвердевании образуется твердый раствор, представлены в таблице 2.1 [14].

Таблица 2.1. Коэффициенты a_0 , a_1 и a_2 характеризующие степень влияния содержащихся в стали химических элементов на снижение температуры ликвидус

Система легирования	Диапазон концентраций, %	Коэффициент a_1
Fe-C	0-4	75
Fe-Si	0-10	8
Fe-Mn	0-50	5
Fe-Cr	0-1	5
	1-3	6
	3- 8	8
	8-11	9
	11-15	10
	15-20	11
	20-24	12
	24-27	13
	27-29	14
	29-31	15
Fe-Ni	0-1	6
		10 (Ni<2)

		23 (Ni<5) 27 (Ni<7) 33 (Ni<10) 52 (Ni<20)
Fe-Mo	0-30	2

С использованием полученных данных были рассчитаны графики снижения температуры ликвидус для высокоуглеродистых сталей с разным содержанием легирующих элементов (рисунок 2.3.).

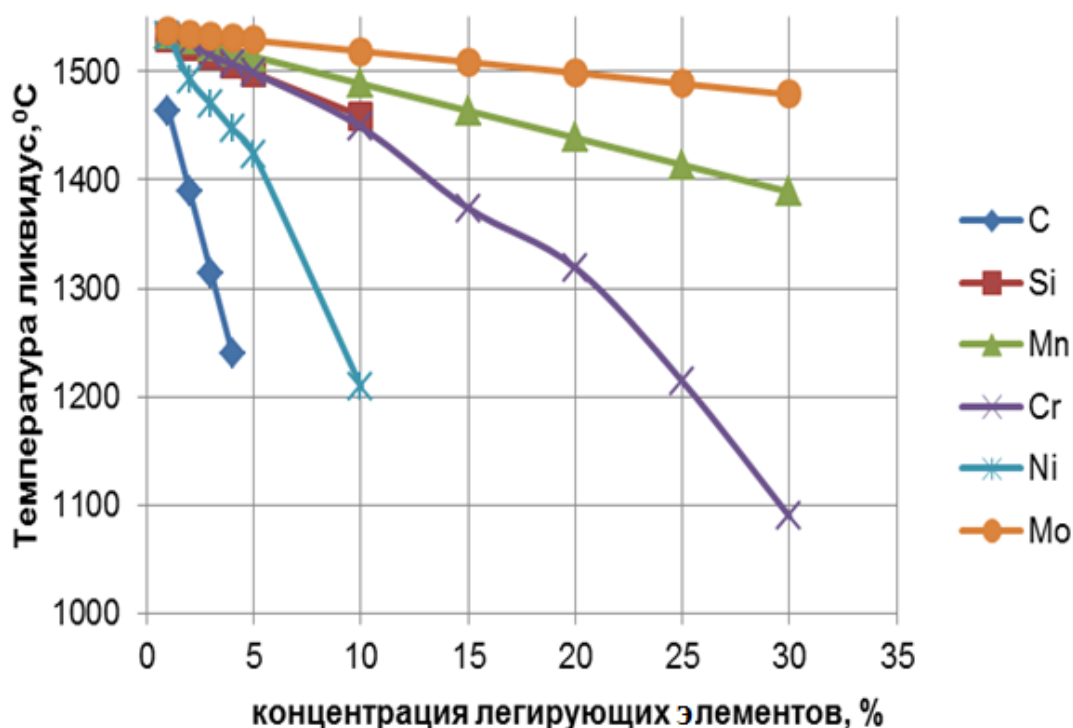


Рисунок 2.3. Расчетные зависимости снижения температуры ликвидус для разных концентраций легирующих элементов

Как видно из полученных данных наибольшее снижение температуры ликвидус наряду с углеродом вызывают такие элементы как хром и никель. Влияние Mn и Si на снижение температуры проявляется значительно слабее.

Таким образом, для понижения температуры плавления матрицы композиционного сплава целесообразно использовать в качестве легирующих элементов хром и никель. С учетом значительного содержания углерода использование хрома более предпочтительно, так как позволяет одновременно повысить стойкость матрицы сплава за счет образования карбидной фазы на основе Cr_7C_3 или Cr_{23}C_6 .

При концентрации хромом в количестве 2% появление жидкой фазы в железоуглеродистых сталях с содержанием углерода от 1,5% до 4,0 % наблюдается уже при 1160-1170⁰С (рисунок 2.4).

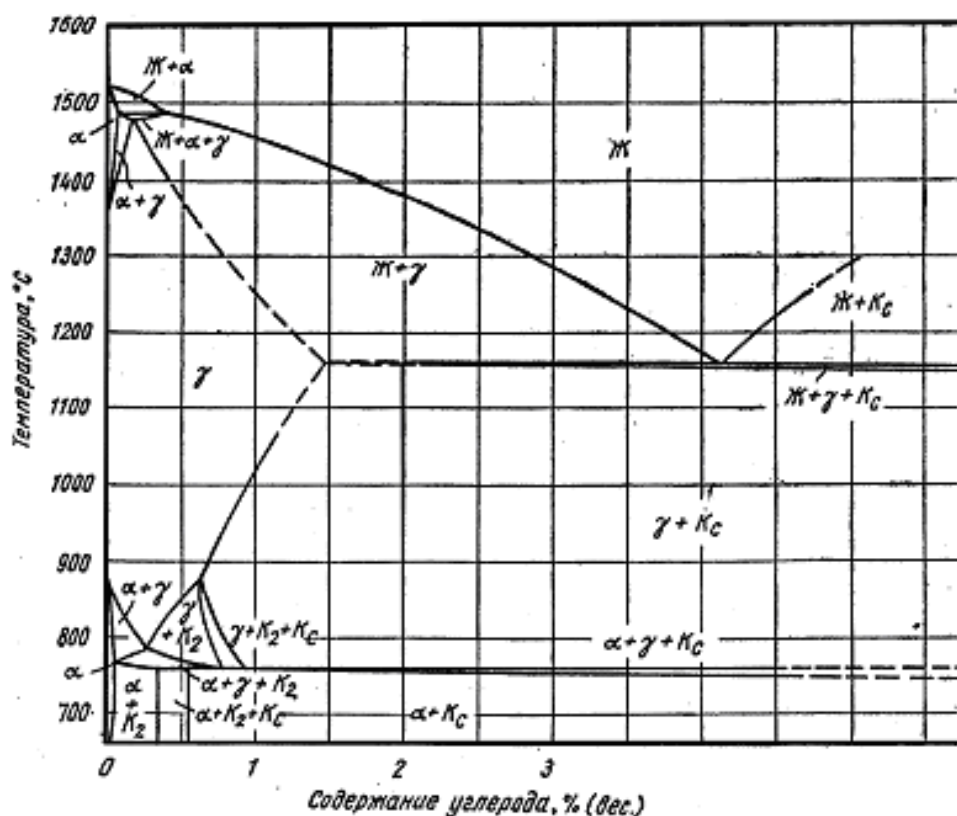


Рисунок 2.4. Политермический разрез системы Fe-C-Cr при 2% Cr

Однако, при последующей кристаллизации на базе такого высокоуглеродистого сплава в значительном количестве формируется цементит, который не обеспечивает максимальной износостойкости матрицы. Формирование в матрице специальных карбидных фаз на основе карбидов хрома $\text{Cr}_7\text{C}_3^{(K2)}$ и $\text{Cr}_{23}\text{C}_6^{(K1)}$ при содержании углерода от 2.0 до 4.0 % возможно при увеличении концентрации хрома до 17% и выше (рисунки 2.5 и 26).

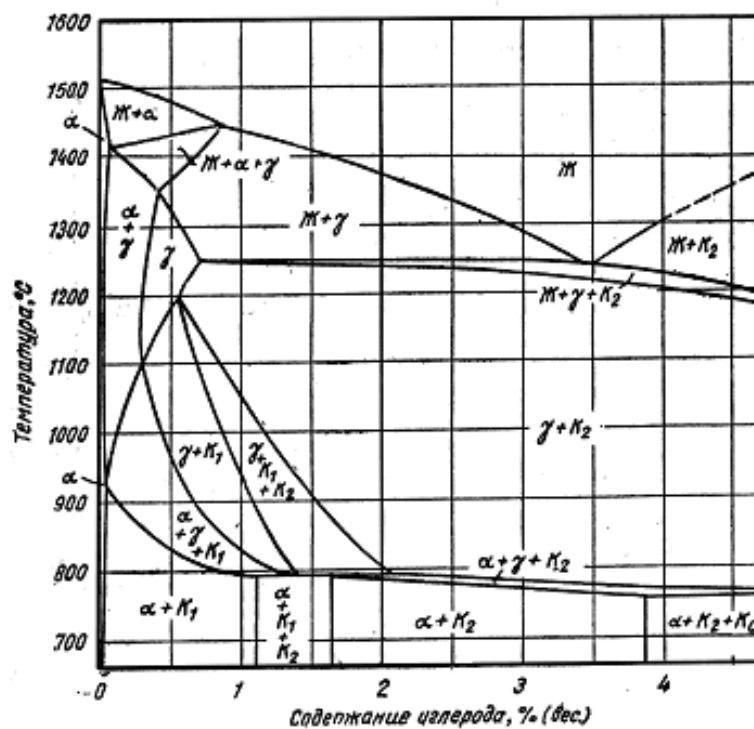


Рисунок 2.5. Политермический разрез системы Fe-C-Cr при 17% Cr

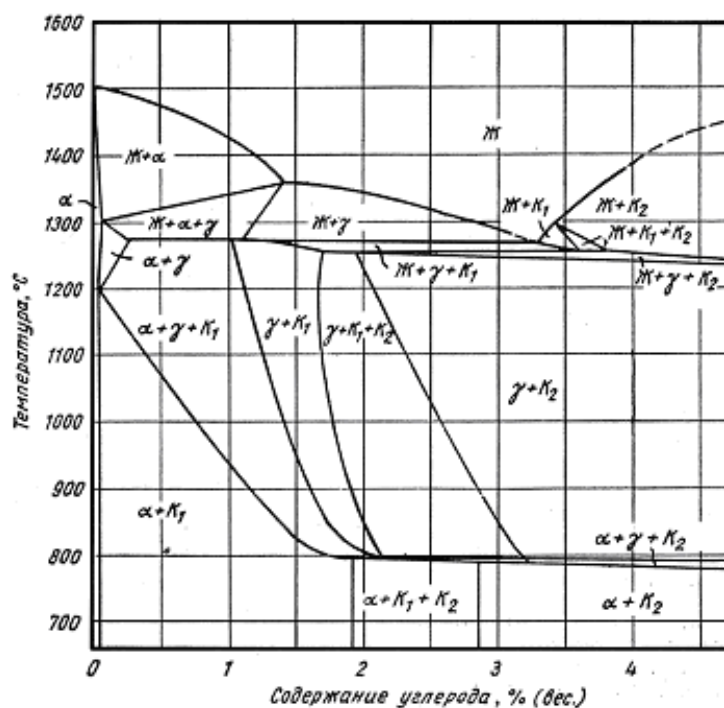


Рисунок 2.6. Политермический разрез системы Fe-C-Cr при 25% Cr

Такое увеличение концентрации Cr приводит к некоторому повышению температуры появления твёрдой фазы до 1230-1270 °C, что, однако ниже

предельных температур, характеризующих процесс растворения карбида титана.

Наряду с легированием железа элементами, снижающими температуру плавления и повышающими износостойкость, в стальную матрицу композиционного материала могут быть добавлены легкоплавкие компоненты на другой основе. Одним из наиболее широко используемых составов с невысокой температурой плавления является группа Cr-Ni сплавов, легированных элементами – самофлюсователями Si и В. Порошки данной системы легирования имеют температуру плавления 1020 - 1080⁰С и являются самофлюсующимися, т.к. наличие бора и кремния способствует образованию защитных стеклообразных шлаков и хорошей смачиваемости поверхности. Самофлюсование происходит за счет раскислителей (бора и кремния), которые при оплавлении связывают кислород, образуя боросиликатные шлаки (B_2O_3 , SiO_2), легко всплывающие на поверхность покрытия.

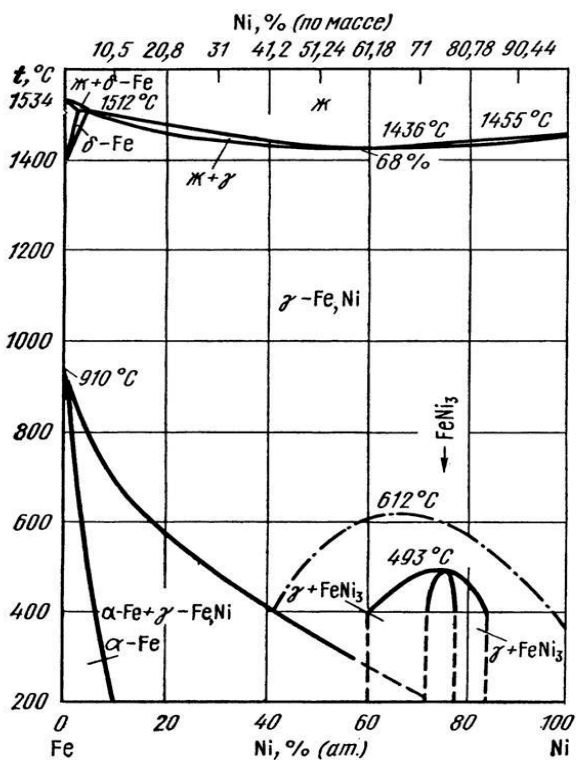


Рисунок 2.7. Политермический разрез системы Fe-Ni

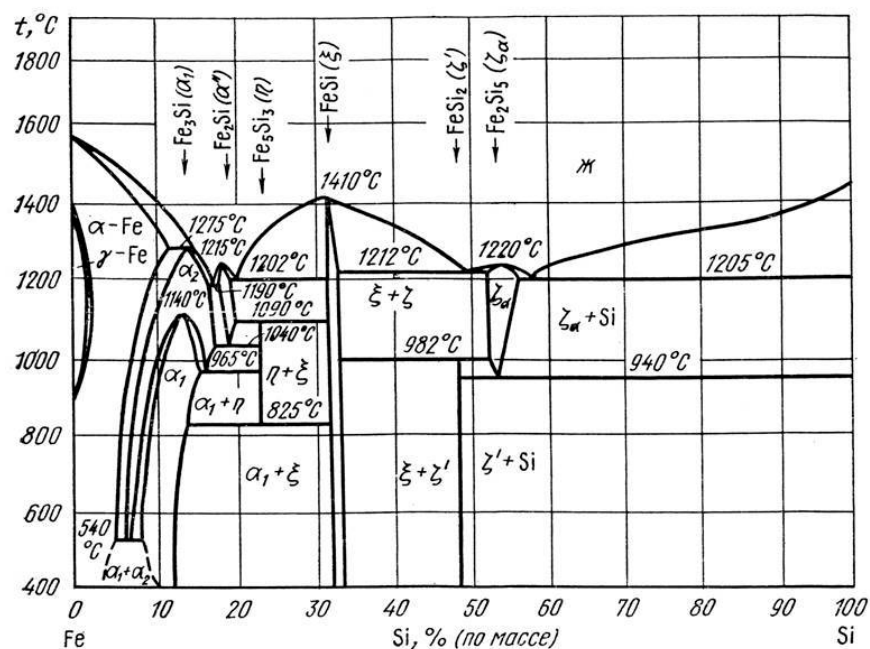


Рисунок 2.8. Политермический разрез системы Fe-Si

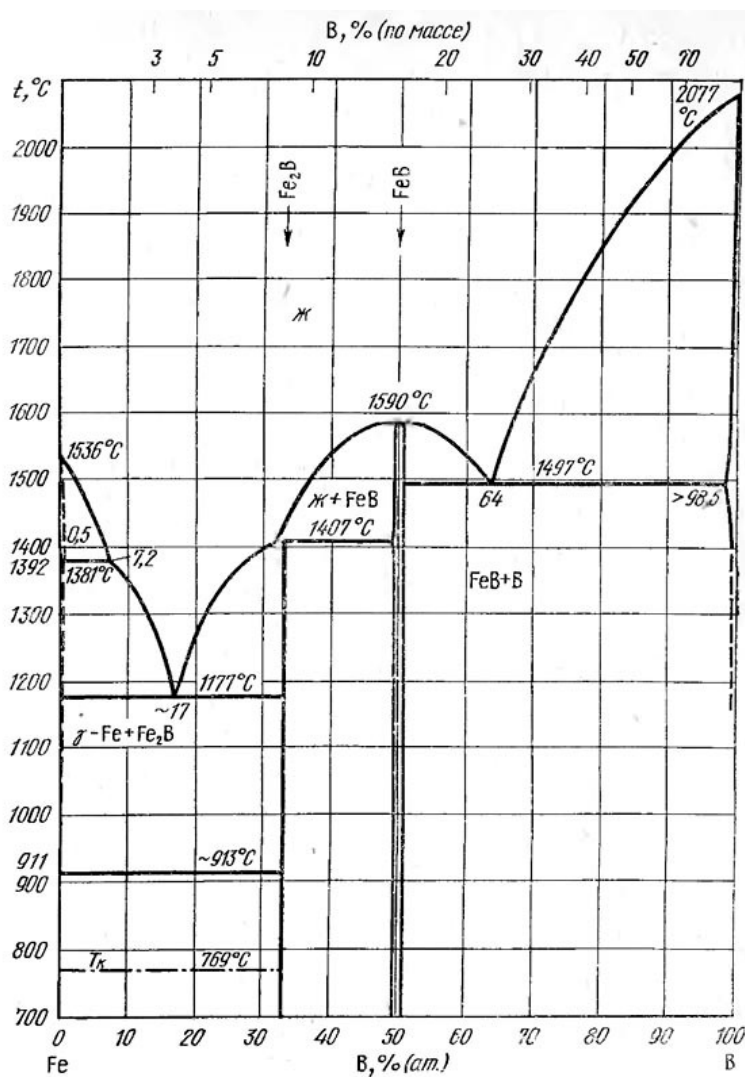


Рисунок 2.9. Политермический разрез системы Fe-B

Присадка небольшого количества легкоплавких компонентов в матрицу сплава будет способствовать ускоренному процессу появления жидкой фазы и началу процесса смачивания зерен карбидов.

Таким образом, анализ диаграмм состояния различных двухкомпонентных систем легирования железа позволяет сделать вывод о том, что для снижения температуры плавления матрицы на основе железа до температур 1150-1200 °С, необходимо чтобы в её состав входили такие элементы как углерод в количестве 2-4%, хром - 17% и выше, а для улучшения смачиваемости и облегчения условий для появления жидкой фазы в состав матрицы следует вводить в небольших количествах порошки-самофлюсы на основе Ni-B-Si.

2.2. Экспериментальные исследования влияния состава матрицы с Fe-C-Cr-Ni-B-Si системой легирования на температуру ее агрегатного перехода и износостойкость

Для оценки влияния легирующих элементов на температуру плавления металловсвязки на железной основе была разработана методика проведения экспериментальных исследований по оценке температуры ее перехода из жидкого состояния в твердое. Целью настоящей методики являлось экспериментальное подтверждение теоретических выводов о влиянии легирующих элементов на температуру плавления металловсвязки на железной основе и определение химического состава матрицы с минимальной температурой плавления. Для исследования температуры плавления было решено использовать дифференциальный термический метод определения температуры агрегатного перехода из жидкого состояния в твердое.

Сущность метода заключается в измерении температуры объема металла с записью термического цикла охлаждения. При этом на непрерывно регистрируемой дифференциальной термической кривой появляется

эндотермическая площадка кристаллизации образца, помещенного в тигель печи.

Для испытания использовались навески предлагаемых смесей в количестве 100 г. Навески порошка взвешивают на весах с точность 0,01 г. Предварительно порошки смешивались в среде глицерина и спрессовывались в цилиндрические брикеты по размеру стеклянного тигля. Перемешивание и прессовка необходимы для равномерного распределения компонентов и более быстрого перехода в жидкое состояние. Затем помещают сначала в стеклянный тигель, потом в угольный. Стеклянный тигель необходим для предотвращения науглероживания исследуемой шихты при нагреве. Угольный тигель помещается в индукционную печь УПИ-60-2 и нагревается со скоростью 40⁰С/мин.

Схема компоновки оборудования для проведения экспериментальных исследований представлено на рисунок 2.10

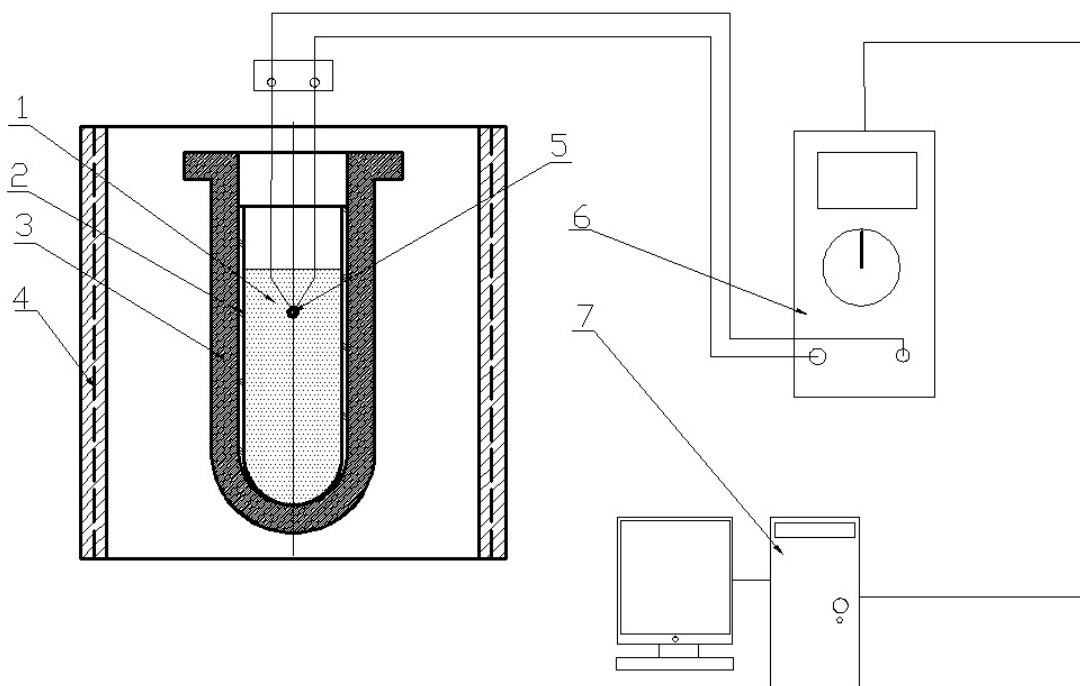


Рисунок 2.10. Оборудование для опытов: 1 - исследуемый материал, 2 - стеклянный тигель, 3 - угольный тигель, 4 - печь, 5 - термопара, 6 - цифровой мультиметр, 7 - компьютер

Замер температуры проводился термопарным методом с использованием платинородий-платиновых термопар. Данные с термопар регистрировались цифровым мультиметром Voltcraft VC 820, запись сигнала с мультиметра производилась на компьютере в виде таблиц регистрации данных с частотой опроса каналов 1 раз в секунду.

Нагрев производился до полного расплавления всех компонентов смеси, Запись термических циклов проводилась на этапе охлаждения для исключения наводок индуктивных токов на термопары во время работы печи. Регистрация данных проводилась до полной кристаллизации составов и охлаждения ниже температуры 1000 °С. Для достоверности, опыты проводились не менее 3 раз. В ходе опытов было выявлена повторяемость результатов, что является доказательством достоверности полученных результатов.

На основе полученных данных были построены кривые охлаждения и определены диапазоны температур перехода из жидкого состояния в твердое по данным регистрации площадки кристаллизации исследуемых сплавов.

Анализ промышленно выпускаемых порошков на железной основе, применяемых для создания износостойких покрытий (таблица 2.2), показал, что химический состав, удовлетворяющий требованиям, изложенным в п.2.1. настоящей работы, имеет сплав Сармайт С27.

Таблица 2.2 Химические составы марок порошковых материалов на железной основе

Марка	Химический состав %							
	C	Cr	Si	Mn	Ni	W	B	Fe
ПГ-С27	3,9	26,5	1,5	0,79	1,75	0,3	0	69,76
ПГ-УС25	4,9	38	2	2,5	1,4	0	0	51,2
ПГ-ФБЧ6-2	4	34	1,7	3,5	0	0	1,6	55,2
ПГ-АН1	2,4	29	2	1	0	0	1,5	64,1
ПГ-10Н-01	0,8	17	4,3	0	69,4	0	3,5	5
ПГ-10Н-04	0,2	0	2,55	0	93,75	0	1,5	2

Предлагаемая к исследованию марка порошка характеризуется высоким содержанием хрома 26,5%, углерода 3,9% и кремния 1,5%, что должно обеспечить снижение температуры плавления ниже 1200 °С. Дополнительно для формирования жидкой фазы в указанный порошковый материал добавлялся порошок ПГ-10Н-04 на никелевой основе в разном процентном соотношении. Для исследования влияния состава стальной матрицы на температуру ее плавления - кристаллизации были выбраны следующие сочетания компонентов:

- 100 % Сармайт С27,
- 90% Сармайт С27 и 10% порошок ПГ-10Н-04,
- 80% Сармайт С27 и 20% порошок ПГ-10Н-04,
- 70% Сармайт С27 и 30% порошок ПГ-10Н-04.

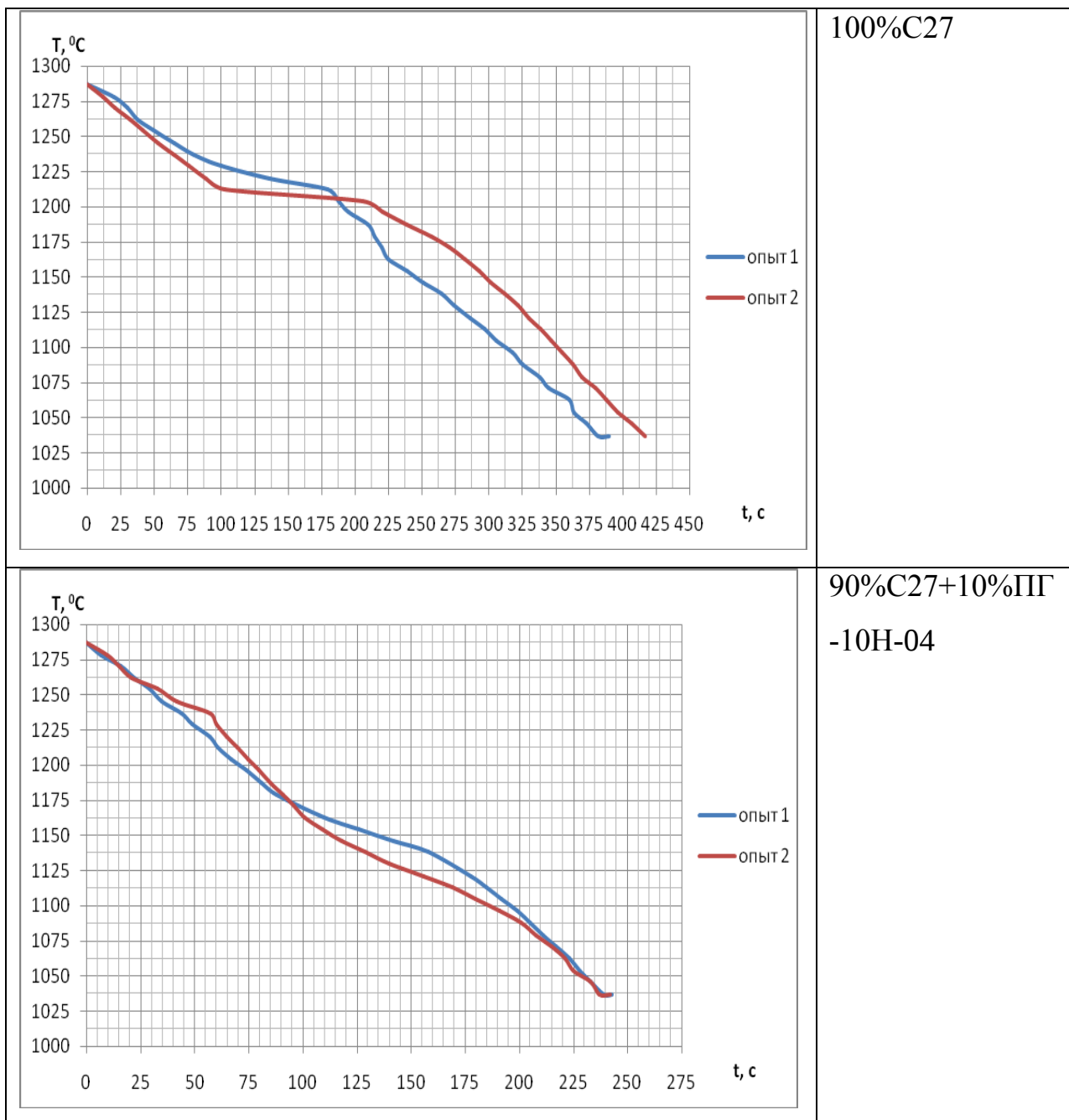
Химический состав шихты опытных порошковых смесей представлен в таблице 2.3.

Таблица 2.3. Химический состав материалов матриц для исследования

Марка	Химический состав %							
	C	Cr	Si	Mn	Ni	W	B	Fe
100 % Сармайт С27	3,9	26,5	1,5	0,79	1,75	0,3	0	69,76
90%С27+ 10%ПГ-10Н-04	3,53	23,85	1,60	0,67	10,95	0,27	0,15	58,97
80%С27+ 20%ПГ-10Н-04	3,16	21,2	1,71	0,6	20,15	0,24	0,3	52,64
70%С27+ 30%ПГ-10Н-04	2,79	18,55	1,815	0,53	29,35	0,21	0,45	46,31

Фрагментарный состав порошковой смеси находился в диапазоне до 80 мкм.

Исследуемые составы подвергались нагреву до жидкого состояния согласно методике п.2.2 и охлаждались на воздухе в графитовом тигле с регистрацией кривой охлаждения. Результаты записи ветви охлаждения термического цикла представлены на рисунке 2.11



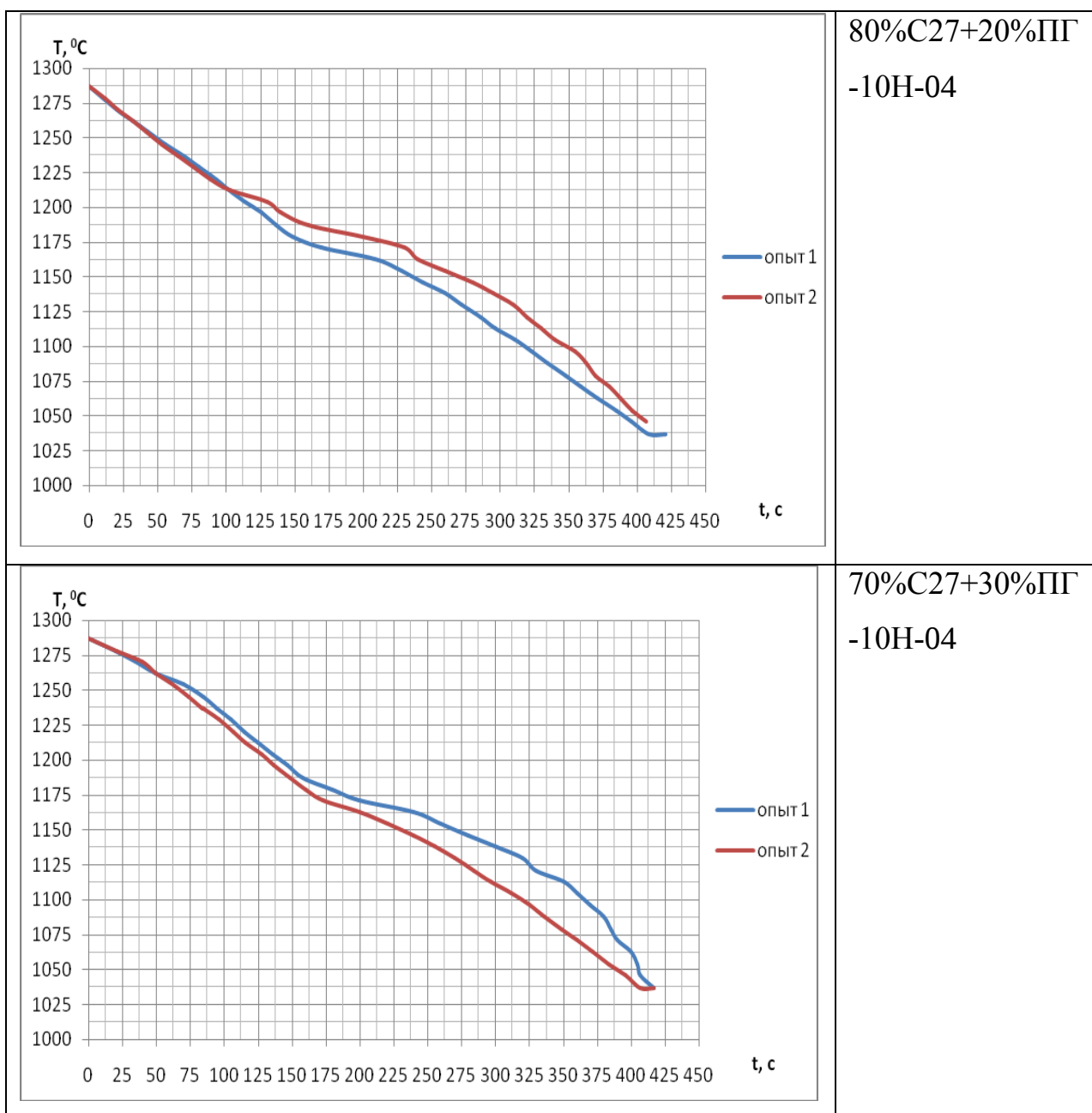


Рисунок 2.11. Графики ветви охлаждения стальной матрицы разного композиционного состава

Анализ полученных графиков показывает наличие выраженной площадки, характеризующей выделение скрытой теплоты кристаллизации и позволяющей зафиксировать диапазон температур кристаллизации расплава данного компонентного состава. В зависимости от соотношения компонентов в сплаве положение этой площадки смещается по оси температур. Для чистого Сармайт С27 начало кристаллизации характеризуется температурой 1212 - 1210 °С. При появлении в составе смеси 10% порошка ПГ-10Н-04

начало кристаллизации расплава смещается до температуры около 1140°C , затем повышается до $1160-1165^{\circ}\text{C}$ с увеличением концентрации порошка ПГ-10Н-04 до 20%, и в дальнейшем по мере увеличения его содержания не изменяется (рисунок 2.12).

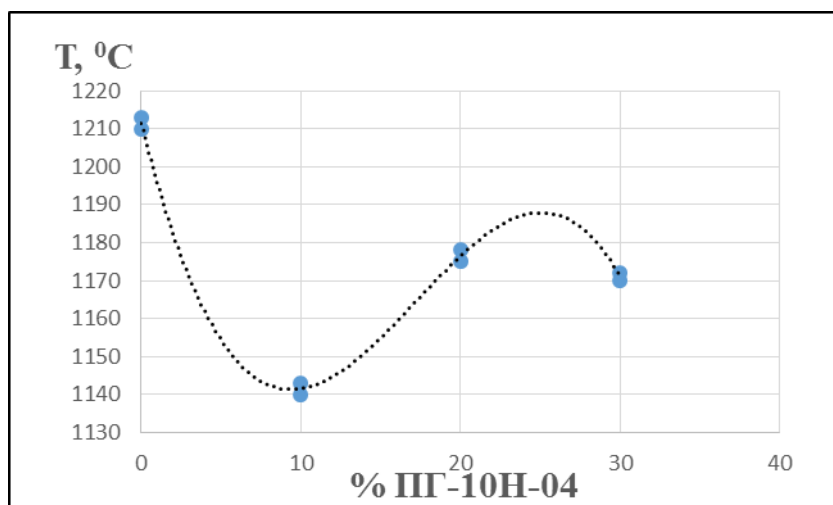


Рисунок 2.12. График изменения температуры кристаллизации в зависимости от содержания ПГ-10Н-04

Таким образом, на основе проведенных исследований можно сделать вывод о том, что использование Fe-C-Cr сплавов с предлагаемым содержанием хрома и углерода позволяет обеспечить плавление и кристаллизацию матрицы композиционного материала при температурах $1200-1210^{\circ}\text{C}$. Дополнительное введение в состав порошковой шихты компонентов с Ni-Si-B системой легирования в количестве 10-15% позволяет обеспечить дополнительное снижение температуры плавления-кристаллизации до $1140-1150^{\circ}\text{C}$.

Сравнительные испытания по оценке износостойкости предлагаемых матриц, проводили на экспериментальной машине для изнашивания при трении по монолитному абразиву. Образцы подвергались изнашивающему воздействию под действием прижимной нагрузки 42Н по абразивному бруску с твёрдостью 35Гпа. Время единичного цикла испытаний составило 3 минуты. Весовой износ определялся на электронных весах с точность ± 0.001 гр. Измерение твёрдости проводилось по наружной поверхности спечённого

слоя.

Результаты испытаний на абразивное изнашивание представлены в таблице 2.4 и на основании этих данных построена диаграмма (рисунок 2.13), на которой показан весовой износ образцов.

Таблица 2.4. Результаты испытаний на абразивное изнашивание

№	Материал	твёрдость	Масса до испытания,г	Масса после испытания, г	Потеря массы,г
1	ПГ-10Н-04	290	7,48	6,49	0.99
2	C27	410	8,18	7,97	0.21
3	C27 90% + ПГ-10Н-04 10%	570	7,17	7,04	0.13
4	C27 80% + ПГ-10Н-04 20%	500	7,27	7,00	0.27
5	C27 70% + ПГ-10Н-04 30%	450	7,48	7,15	0.33

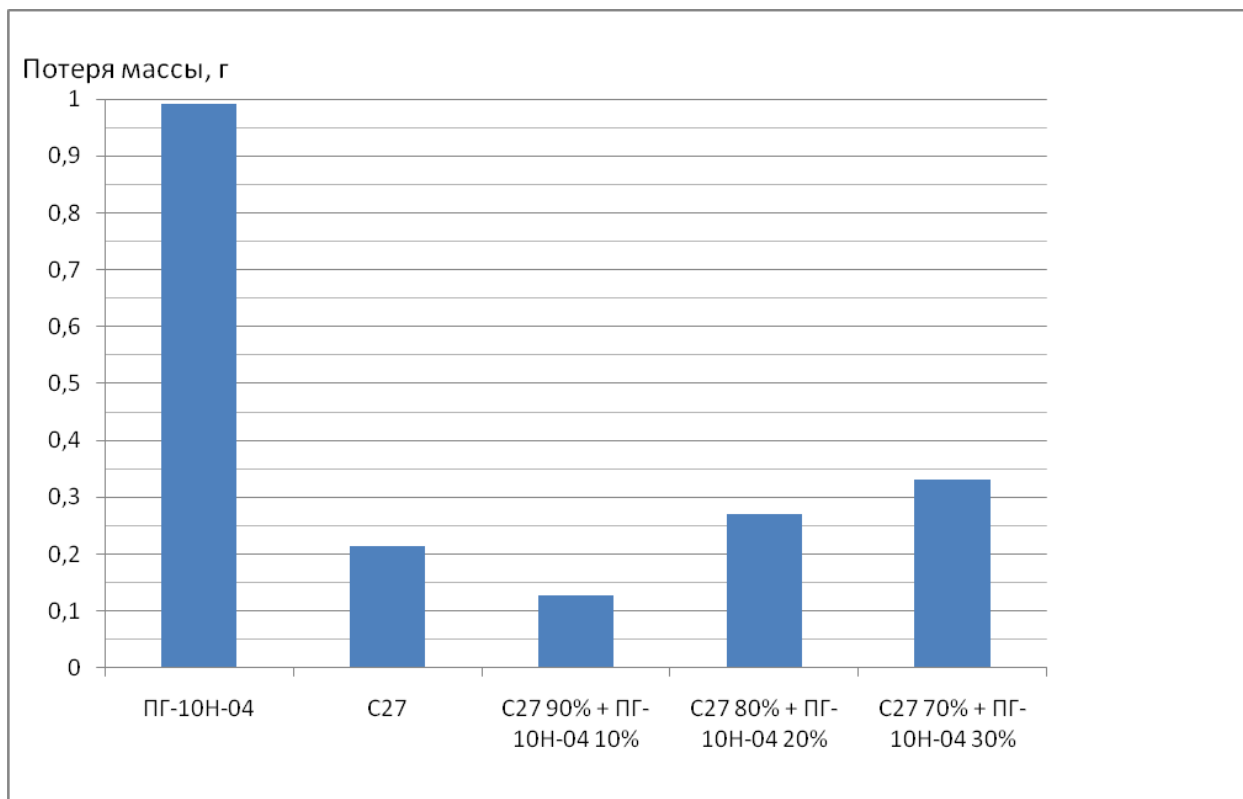


Рисунок 2.13 Диаграмма весового износа образцов

Как видно из диаграммы наибольшую износостойкость имеет состав C27 90% + ПГ-10Н-04 10%.

Из всего выше перечисленного, можно сделать вывод о том, что оптимальным составом для матрицы композиционных материалов с упрочнением карбидом титана, является состав, состоящий из 90% С27 и 10 % ПГ-10Н-04. Он отвечает выбранной системе легирования С(3,5%)-Cr(23,9%)-Ni(10,9%)-B(0,15%)-Si(1,6%), имеет наименьшую температуру плавления и наибольшую износостойкость.

2.3 Исследование влияния температуры нагрева при спекании на сохранение карбидов титана в композиционном материале.

Растворение карбидных частиц в матрице на железной основе приводит к потере эксплуатационных свойств композиционного материала. В первую очередь развитие этого процесса связано с перераспределением углерода и титана между карбидной частицей и железоуглеродистой матрицей при нагреве и охлаждении в процессе спекания. Существование карбида титана, как фазы внедрения, определяется наличием определенного количества углерода, концентрация которого не может быть ниже минимальной концентрации, свойственной карбиду с наибольшим дефицитом по углероду.

При появлении условий для диффузии в высокотемпературной области плавления металлов связи и образования жидкой фазы углерод из карбида начинает диффундировать в расплав. В результате область существования карбидной частицы обедняется по углероду, карбид достигает наивысшего дефицита по углероду и распадается, легируя матрицу сплава. Таким же образом может протекать процесс растворения карбидной частицы из-за диффузии титана в расплав. В связи с этим, анализ процессов диффузии, протекающих в композиционном материале при его нагреве и охлаждении, имеет особое значение для правильного выбора режимов спекания, обеспечивающих максимальные эксплуатационные свойства.

Процесс перераспределения какого-либо легирующего элемента между

двумя контактирующими фазами возможен только в том случае, если существует разница химических потенциалов существования этого элемента в каждой из фаз, взятых в отдельности [15]. В связи с этим процесс растворения карбида титана в металлосвязке может реализовываться при условии, что изменение химического потенциала титана или углерода в металлосвязке относительно чистого вещества имеет значение ниже, чем в карбиде.

Для определения температурного диапазона, в котором термодинамически возможно растворение карбидной частицы за счет диффузии титана и углерода в матрицу в жидком или твердом состоянии, необходимо знать значения изменения химического потенциала этих элементов в контактирующих фазах. Решить эту задачу можно на основе термодинамического анализа процессов, протекающих при фазовых превращениях в сталях и сплавах. Вопросы аналитического определения изменения химических потенциалов элементов, как в твердых растворах, так и в фазах внедрения рассмотрены в ряде работ [16,17,18]. Основная трудность при определении этих характеристик является необходимость сбора и обобщения большого числа экспериментальных данных, характеризующих поведение легирующих элементов в твердых растворах, в частности сведений об их термодинамической активности. В тоже время накоплен обширный и достаточно подробный материал о характере фазовых превращений, протекающих в бинарных сплавах, и обобщенный в виде диаграмм состояния. Анализ таких диаграмм с точки зрения химической термодинамики позволит получить ряд характеристик, описывающих поведение того или иного легирующего элемента в растворе и тем самым послужить источником данных для определения температурного диапазона растворения частиц карбида титана в высокоуглеродистой металлосвязке на железной основе.

Подробный анализ использования диаграмм состояния для получения сведений о термодинамических характеристиках легирующих элементов дан

Г.Ф. Ворониным [19]. В ней указан ряд положений определяющих корректность постановки указанной задачи.

1. Выбор уровня отсчета термодинамических свойств фаз.

В термодинамике растворов за стандартное состояние компонентов принимают обычно чистые вещества при тех же температуре и давлении. При наличии изменений в кристаллическом строении компонента раствора необходимо учитывать изменение свободной энергии при такой перестройке.

2. Выбор модели расчета термодинамических функций рассматриваемых фаз.

Выбор модели не является определяющим этапом расчета и как правило предпочтительнее использование моделей, в которых число варьируемых параметров невелико. Особое место занимают модели, в которых термодинамические свойства не зависят от температуры. При использовании этих моделей задача становится математически корректной, хотя точность результатов расчета может быть совсем низкой. Поэтому в термодинамическом смысле задача остается некорректной. Для устранения этого необходимо ввести начальную термодинамическую информацию, например данные по энтальпии образования сплавов.

3. Минимальный объем исходной информации о системе.

Пользуясь символической записью можно представить следующим образом необходимый набор начальных параметров и полученных выходных данных.

$$[\mu_a, H, x] \rightarrow [\mu_b, S]$$

$$[\mu_a, \mu_b, x] \rightarrow [H, S]$$

Для расчета свойств равновесных фаз наиболее широко может использоваться следующая схема:

$$[H', S', x', x''] \rightarrow [H'', S'']$$

Химические потенциалы каждого из компонентов на границе двух сосуществующих фаз или в гетерогенной области между ними одинаковы.

Используя указанную методику, определим значения изменения химического потенциала углерода в карбиде титана.

Карбиды металлов не являются строго стехиометрическими соединениями. Диапазон растворимости углерода в них может быть весьма широким. Рассматривая карбиды как фазы внедрения, к которым могут быть применены закономерности твердых растворов внедрения [15], изменение свободной энергии образования карбида можно записать следующим образом:

$$\Delta G^{\text{MeC}} = (1-N_{\text{C}}) \Delta G_{\text{Me}}^{\alpha-\beta} + N_{\text{C}} (\Delta H - T \Delta S_{\text{вибр}}) - T \Delta S_{\text{конф}},$$

где: ΔG^{MeC} – изменение свободной энергии образования карбида MeC, Дж/моль;

$\Delta G_{\text{Me}}^{\alpha-\beta}$ – изменение свободной энергии при перестройке кристаллической решетки металла из исходной модификации в кристаллическую решетку, характерную для карбида данного типа, Дж/моль;

ΔH – изменение энтальпии при растворении углерода в карбиде, Дж/моль;

$\Delta S_{\text{вибр}}$, $\Delta S_{\text{конф}}$ – изменение вибрационной и конфигурационной энтропии соответственно,

N_{C} – молярная доля углерода.

Учитывая значения изменения химических потенциалов металла и углерода изменение свободной энергии образования карбида можно также представить, как:

$$\Delta G^{\text{Ti}_{0,5}\text{C}_{0,5}} = N_{\text{C}} \cdot \Delta \mu_{\text{C}}^{\text{Ti}_{0,5}\text{C}_{0,5}} + (1 - N_{\text{C}}) \cdot \Delta \mu_{\text{Ti}}^{\text{Ti}_{0,5}\text{C}_{0,5}}.$$

С использованием закона Больцмана и формулы Стирлинга, согласно [20], величины изменения химических потенциалов металла и углерода в карбиде описываются следующим выражением:

$$\Delta \mu_{\text{C}} = (\Delta H - T \Delta S_{\text{вибр}}) + RT \ln (N_{\text{C}} / (v (1 - N_{\text{C}}) - N_{\text{C}})), \quad (5.1.8.)$$

$$\Delta \mu_{\text{Me}} = \Delta G_{\text{Me}}^{\alpha-\beta} + RT \ln ((v (1 - N_{\text{C}}) - N_{\text{C}}) / (v (1 - N_{\text{C}})))^v. \quad (5.1.9.)$$

где: v – количество энергетически равноценных междоузлий в кристаллической решетке карбида, которая для карбида титана TiC равна 1,0,

R – газовая постоянная (8,314 Дж/К моль).

Согласно данным диаграммы состояния титан – углерод, представленным на рисунке 2.14, титан формирует один карбид типа MeC .

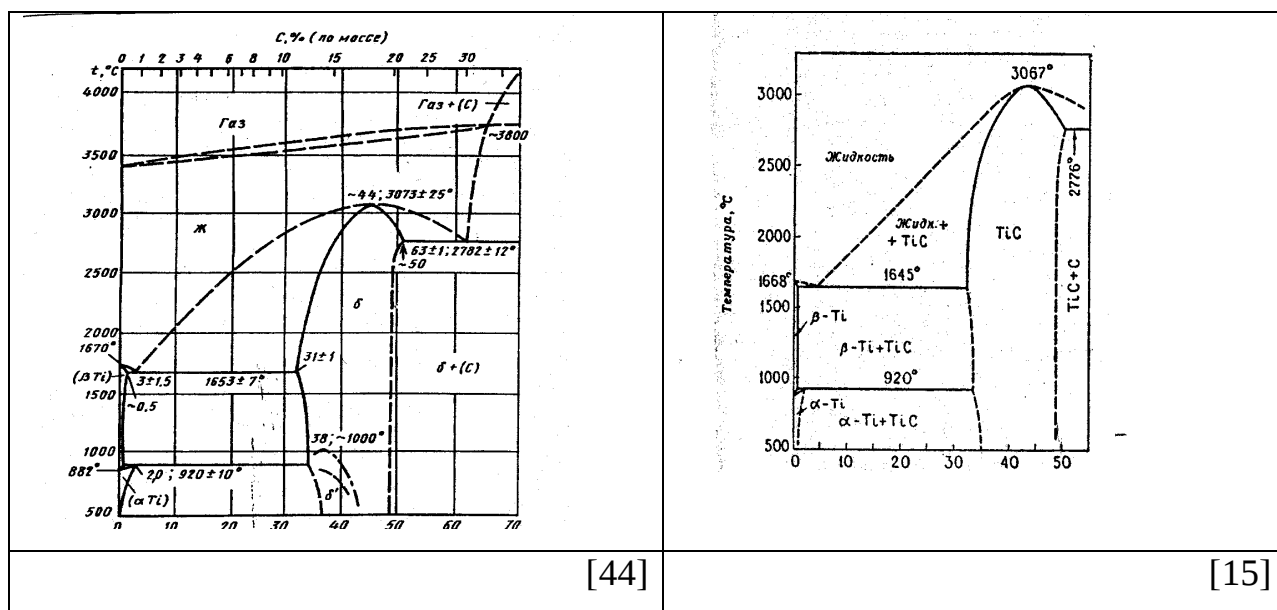


Рисунок 2.14. Диаграмма состояния Ti-C

При образовании карбида титан испытывает ряд полиморфных превращений: при температуре $920^{\circ}C$ – из состояния с гексагональной кристаллической решеткой переходит в состояние с кубическим типом решетки и при переходе в карбид – в ГЦК решетку. Энергия перехода $\Delta G^{\alpha-\beta}$ для титана из стандартного состояния α -Ti в состояние с ГЦК решеткой согласно [21,22] оценивается в 4 кДж/моль. Карбид титана TiC имеет широкую область гомогенности и достигает предельной концентрации углерода при составе карбида $Ti_{0,51}C_{0,49}$. Указанный состав близок к стехиометрическому карбиду $Ti_{0,5}C_{0,5}$ с количеством энергетически равноценных междоузлий, размещающих атомы углерода и приходящихся на один атом металла, равным 1. При дальнейшем увеличении содержания углерода этот карбид находится в состоянии равновесия с графитом. Состояние равновесия с графитом, как чистым веществом означает, что при составе близком к стехиометрическому изменение химического потенциала углерода в карбиде стремится к 0 и становится равным изменению химического потенциала углерода в графите.

$$\Delta\mu_C^{Ti_{0,5}C_{0,5}} = \Delta\mu_C^{графит} = 0, \text{ Дж/моль},$$

где: $\Delta\mu_C^{Ti_{0,5}C_{0,5}}$, $\Delta\mu_C^{графит}$ – значения изменения химического потенциала углерода в карбиде титана стехиометрического состава и графите соответственно,

Зная значения изменения свободной энергии образования карбида титана (ΔG^{MeC}) в условиях его равновесия с графитом и учитывая, что максимальное содержание углерода в нем составляет 49,9 ат% [23] определим ряд его термодинамических характеристик:

1. Из выражения для расчета изменения свободной энергии образования карбида с составом близким к стехиометрическому найдем значения изменения химического потенциала титана из следующего выражения:

$$\Delta G^{Ti_{0,5}C_{0,5}} = N_C \cdot \Delta\mu_C^{Ti_{0,5}C_{0,5}} + (1 - N_C) \cdot \Delta\mu_{Ti}^{Ti_{0,5}C_{0,5}} = 0,499 \cdot 0 + (1 - 0,499) \cdot \Delta\mu_{Ti}^{Ti_{0,5}C_{0,5}} = 0,499 \cdot \Delta\mu_{Ti}^{Ti_{0,5}C_{0,5}} \quad (1)$$

2. Максимальное содержание углерода и условие равновесия карбида с графитом позволяет определить величину ($\Delta H - T \Delta S_{вибр}$) для разных температур нагрева:

$$\Delta\mu_C = (\Delta H - T \Delta S_{вибр}) + RT \ln (N_C / (v (1 - N_C) - N_C)) = 0 \quad (2)$$

3. Используя данные диаграммы состояния Ti-C о минимальном содержании углерода в карбиде TiC и найденное для данной температуры значение ($\Delta H - T \Delta S_{вибр}$), находим $\Delta\mu_C$ для карбида с максимальным дефицитом по углероду.

$$\Delta\mu_C = (\Delta H - T \Delta S_{вибр}) + RT \ln (N_C^{min} / (v (1 - N_C^{min}) - N_C^{min})) \quad (3),$$

где: N_C^{min} – минимальная концентрация углерода в карбиде MeC.

Изменение свободной энергии карбида титана с разным содержанием углерода по данным разных источников приведено в таблице 2.5.

Таблица 2.5. Изменение свободной энергии образования карбидов титана.

Температура, К	-ΔG, Дж/моль		-ΔG, Дж/моль
	TiC _{1,0}		TiC
1000		174304	185700
1100		173256	184690
1200	197823	171580	183680
1300	196532	170533	182670
1400	195238	169276	181660
1500	193936	167809	180650
1600	192629	166971	179640
1700	191283	165714	178630
1800	189928	165086	177620
1900	188549		176610
2000	186740		175600
2100	184505		174590
2200	182241		173580
2300	179938		172570

Разница в значениях ΔG в разных работах, видимо, связана с наличием кислорода в составе карбида.

Используем для расчета данные работы [24] по изменению свободной энергии карбиде титана стехиометрического состава найдем значения изменения химического потенциала углерода для одного моля карбида по выражению (1).

Для расчета значений химических потенциалов титана и углерода в карбидах нестехиометрического состава необходимо определить величину ($\Delta H - T \Delta S_{\text{вибр}}$), которую найдем из условия равновесия карбида титана стехиометрического состава с графитом по выражению (2).

Учитывая, что для твердых растворов и фаз внедрения характерна независимость энтальпии растворения от концентрации, то искомые величины будут считаться неизменными для всего диапазона концентраций их существования [15, 25]. С использованием полученных значений определим по выражению (3) изменение химического потенциала углерода в карбиде с максимальным дефицитом по углероду, который по данным диаграмм состояния составляет 31-33 ат.%. Результаты расчета представлены

в таблице 2.6.

Таблица 2.6. Расчетные значения термодинамических параметров карбида титана стехиометрического состава

Температура, К	Значения термодинамических параметров карбида титана, кДж/моль			
	$-\Delta G_{TiC_{1,0}}$, [129]	$\Delta \mu_{Ti}^{Ti_{0,5}C_{0,5}}$	$(\Delta H - T \Delta S_{вир})$	$\Delta \mu_C^{Ti_{0,68}C_{0,32}}$
1200	197823	-198,2	-55,10	-56,28
1300	196532	-196,9	-59,69	-60,97
1400	195238	-195,6	-64,28	-65,65
1500	193936	-194,3	-68,87	-70,34
1600	192629	-193,0	-73,47	-75,03
1700	191283	-191,7	-78,06	-79,72
1800	189928	-190,3	-82,65	-84,41
1900	188549	-188,9	-87,24	-89,10
2000	186740	-187,1	-91,83	-93,79
2100	184505	-184,9	-96,42	-98,48
2200	182241	-182,6	-101,02	-103,17

Согласно данным работы [26] о растворимости титана в расплаве Fe- $C_{наc}$ –Ti изменение свободной энергии карбида титана, находящегося в равновесии с расплавом определяется по выражению:

$$\Delta G_{TiC_n} = (-29540 \pm 2100) + (11,92 \pm 1,2) \cdot T,$$

Где :T – абсолютная температура, °K

Используя указанные данные об изменении свободной энергии карбида титана и найденные значения изменения химического потенциала углерода в карбиде нестехиометрического состава, найдем изменение химического потенциала титана, соответствующего границе области гомогенного существования этого карбида по следующей зависимости:

$$\Delta \mu_{Ti}^{Ti_{0,68}C_{0,32}} = \frac{\Delta G^{Ti_{0,68}C_{0,32}} - N_C \cdot \Delta \mu_C^{Ti_{0,68}C_{0,32}}}{1 - N_C}.$$

Результаты расчета представлены в таблице 2.7.

Таблица 2.7. Расчетные значения термодинамических параметров карбида титана с максимальным дефицитом по углероду

Температура, С	Значения термодинамических параметров карбида титана, кДж/моль			
	$-\Delta G_{\text{Ti}_{0,68}\text{C}_{0,32}}$ [26]	$(\Delta H - T \Delta S_{\text{вибр}})$	$\Delta \mu_{\text{C}}^{\text{Ti}_{0,68}\text{C}_{0,32}}$	$\Delta \mu_{\text{Ti}}^{\text{Ti}_{0,68}\text{C}_{0,32}}$
1000	-74,00			
1100	-69,00			
1200	-63,99	-55,10	-56,28	-32,33
1300	-58,98	-59,69	-60,97	-25,52
1400	-53,98	-64,28	-65,65	-18,72
1500	-48,97	-68,87	-70,34	-11,91
1600	-43,97	-73,47	-75,03	-5,10
1700	-38,96	-78,06	-79,72	1,71
1800	-33,95	-82,65	-84,41	8,52
1900	-28,95	-87,24	-89,10	15,33
2000	-23,94	-91,83	-93,79	22,13
2100	-18,93	-96,42	-98,48	28,94
2200	-13,93	-101,02	-103,17	35,75
2300	-8,92	-105,61	-107,86	42,56

Анализ полученных данных по изменению химического потенциала углерода и титана в карбидах титана с дефицитом по углероду показывает, что при нагреве выше 1650-1670 °К $\Delta \mu_{\text{Ti}}$ титана в карбиде становится выше 0 Дж/моль. Достижение диапазона положительных значений характеризует возможность растворения карбида титана за счет перехода титана в расплав Fe-C или обособления в чистом виде. Таким образом, для предотвращения процессов растворения карбида титана в железоуглеродистой матрице температуры нагрева при спекании не должны превышать 1650-1670°К.

Для оценки интенсивности растворения карбида титана за счет диффузии атомов титана или углерода в расплав необходимо оценить значения изменения их химических потенциалов в расплаве Fe-C. Для оценки активности титана и углерода в расплаве на основе железа используем результаты работы [26]. Согласно данным указанной работы температурная зависимость параметров взаимодействия углерода по титану и титана по углероду в диапазоне температур 1250-1650 °С определяется следующими

зависимостями:

$$\zeta_C^{Ti} = -\frac{137}{T} + 0,036 \text{ и } \zeta_{Ti}^C = -\frac{528}{T} + 0,074$$

На основе параметров взаимодействия могут быть определены коэффициенты активности веществ в растворе по следующей упрощенной зависимости:

$$\zeta_i^j = \frac{\partial \ln(\gamma_i)}{\partial N_i} = \frac{\ln(\gamma_i)}{N_i},$$

где: γ_i – коэффициент активности i-го компонента раствора,

Используя полученные значения коэффициентов активности титана и углерода в расплаве железа и принимая расплав в виде регулярного раствора, найдем значения изменения химических потенциалов существования этих элементов в растворе по следующей зависимости:

$$\Delta\mu_i^{\text{Fe-C}} = RT \ln(\gamma_i).$$

В таблице 2.87 представлены результаты расчета значений изменения химических потенциалов титана и углерода в расплаве Fe-C-Ti.

Таблица 2.8 Расчетные значения изменения химических потенциалов титана и углерода в расплаве Fe-C-Ti

Температура, °K	Значения изменения химических потенциалов в расплаве железа, кДж/моль	
	$\Delta\mu_C^{\text{Fe-Ti-C}}$	$\Delta\mu_{Ti}^{\text{Fe-Ti-C}}$
1200	-3,58	-0,28
1300	-3,51	-0,21
1400	-3,45	-0,14
1500	-3,39	-0,07
1600	-3,33	0,00
1700	-3,29	0,05
1800	-3,21	0,14
1900	-3,15	0,21

Сопоставление полученных значений изменения химических потенциалов элементов в расплаве Fe-C и в карбиде титана нестехиометрического состава представлено на рисунке 2.15.

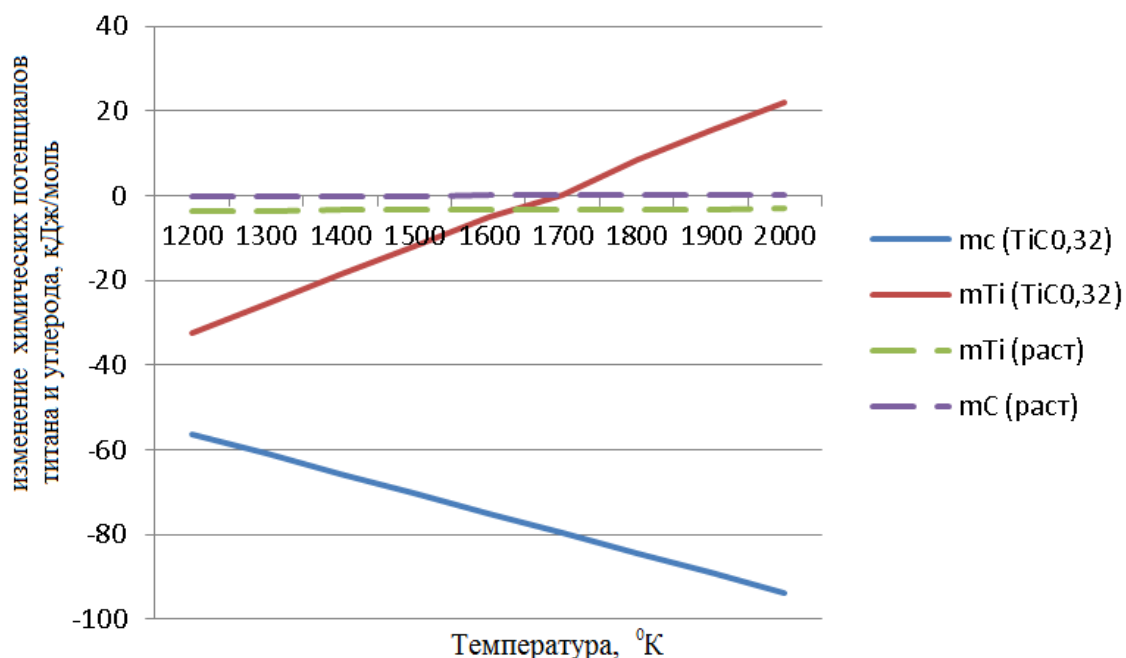


Рисунок 2.15. Сопоставление значений изменения химических потенциалов

Наличие разницы в значениях химического потенциала титана при его существовании в карбиде или расплаве определяет направление развития диффузионных процессов. При температурах до 1640-1670 °K меньшее значение изменения химического потенциала титана характерно для его карбида по сравнению с расплавом железо-углеродистой матрицы. Это определяет отсутствие условий для диффузии титана в расплав, несмотря на наличие значительной разницы в концентрациях этого элемента в контактирующих фазах. Повышение температуры нагрева свыше указанных температур приводит к превышению значений изменения химического потенциала титана в карбиде по сравнению с этим же показателем в расплаве. Возникновение разницы в значениях химических потенциалов определяет начало процесса растворения карбида титана.

Таким образом на основе анализа изменения химических потенциалов титана и углерода в карбиде TiC и твердом растворе показано, что для предотвращения растворения карбида в матрице при нагреве необходимо чтобы максимальная температура нагрева композиционного материала не превышала 1370-1380 °C.

2.4 Расчетно-экспериментальное обоснование режимов спекания композиционного материала, обеспечивающих формирование качественного износостойкого слоя

Как известно, самой важной стадией изготовления изделий из композиционных материалов, как и из других материалов, изготавливаемых методом порошковой металлургии, является спекание. Процесс формирования структуры композиционного материала осуществляется при жидкофазном спекании, поэтому большое значение имеет смачиваемость карбида титана компонентами матрицы и количество образующейся жидкой фазы.

Для производства качественных образцов из композиционных материалов количество жидкой фазы с одной стороны не должно превышать величины, достаточной для активирования усадки, с другой – обеспечивать заполнение пор по объему шихты. Для этого следует обеспечить равномерный нагрев заготовки до температуры эвтектического взаимодействия чугуновой матрицы с TiC, а дальнейший нагрев до оптимальной температуры спекания нужно вести крайне осторожно. [5] В связи с этим реализация процесса жидкофазного спекания требует не только точной регулировки температуры нагрева, но времени пребывания в сплава в жидком состоянии. Наиболее удобным с этой точки зрения технологическим процессом является метод электроконтактного механо-термического формирования, заключающийся в пропускании тока через объем шихты композиционного материала с одновременным его сдавливанием для ликвидации пор.

Как было определено выше температурный диапазон нагрева шихты для формирования качественного спекенного слоя из композиционного материала с карбидом титана должен удовлетворять двум условиям:

- нижняя граница определяется необходимостью достижения температуры плавления железоуглеродистой матрицы и составила 1140-

1150⁰С,

- верхняя граница должна лежать ниже температуры начала растворения карбидной фазы, равной 1370-1380 ⁰С.

Для обеспечения указанного диапазона температур необходимо оценить влияние технологических параметров спекания на рост температуры в спекаемом материале.

Количество теплоты, выделяемой при прохождении тока через спекаемый объем определяется такими показателями как сила тока, электросопротивление шихты, геометрические параметры спекаемого материала и время пропускания тока.

Удельное электросопротивление спекаемой шихты определяется величиной электросопротивления входящих в нее компонентов и степенью их сжатия. Для карбида титана нестехиометрического состава согласно данным работы [27], удельное электросопротивление составляет 2,4-2,6 мкОм*м (рисунок 2.16).

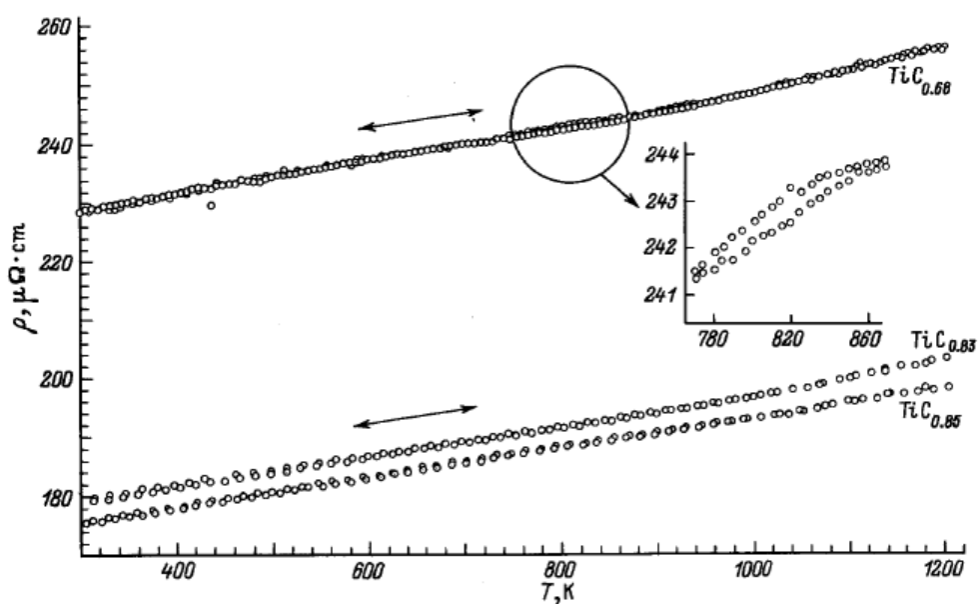


Рисунок 2.16 Температурные зависимости удельного электросопротивления ρ нестехиометрических карбидов $\text{TiC}_{0.68}$, $\text{TiC}_{0.83}$ и $\text{TiC}_{0.85}$ при нагреве и охлаждении [28]

Электросопротивление чугуна составляет 1,45мкОм*м.

Учитывая, что стадия прессования порошка предшествует стадии его спекания при расчетах было использовано допущение, что электросопротивление шихты мало зависит от наличия в ней воздушных пор, ухудшающих прохождение тока при спекании образца. С учетом этого допущения удельное электросопротивление спрессованного слоя в зависимости от соотношения объемов, входящих в состав спекаемой шихты компонентов можно определить следующим образом:

$$\rho_{ш} = \sum_i \rho_i \cdot \frac{V_i}{V_{ш}},$$

где: ρ_i - удельное электросопротивление матрицы, карбидов, мкОм*м;

Используя справочные данные по значениям электросопротивления компонентов шихты, была получена зависимость изменения электросопротивления шихты в зависимости от долевого соотношения ее компонентов (рисунок 2.17).

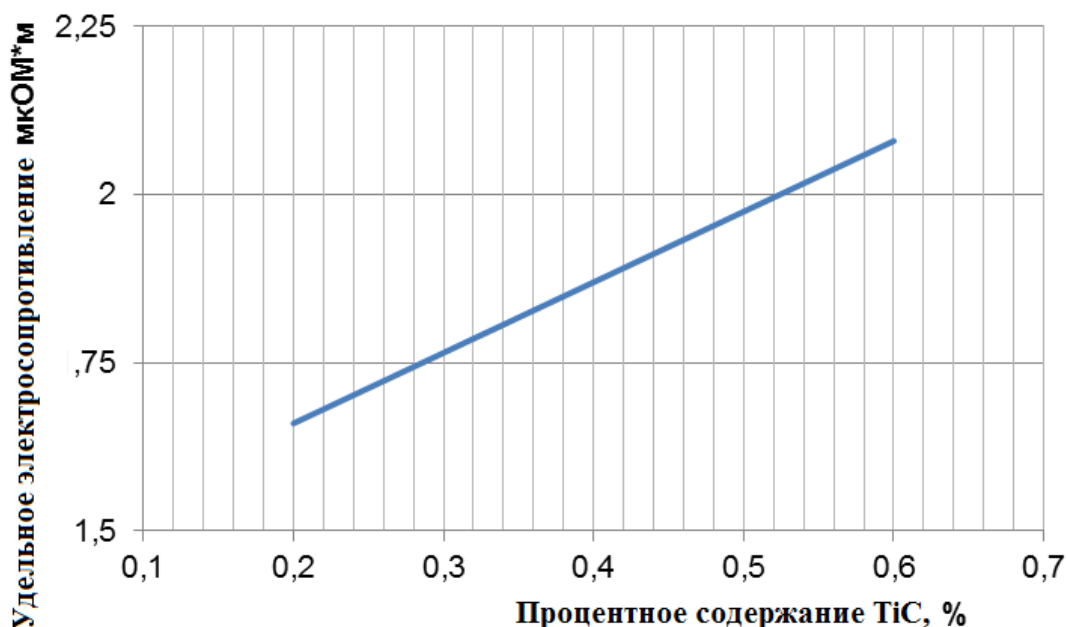


Рисунок 2.17. Зависимость изменения удельного электросопротивления порошковой шихты

Учитывая найденные выше значения удельного электросопротивления шихты порошка фиксированного состава может быть определено значение

электросопротивления для заданных геометрических размеров объема прессуемой шихты по следующей зависимости:

$$R_0 = \frac{\rho \cdot F}{h}, \text{ Ом,}$$

где: F – площадь поперечного сечения объема спекаемой шихты, м^2 ,

h – высота объема спекаемой шихты, м .

Количество теплоты, выделяющееся в слое шихты с заданным соотношением компонентов и геометрическими параметрами, может быть определено по следующей формуле:

$$Q = J^2 \cdot R_0 \cdot t_n, [\text{Дж}]$$

где: J – сила тока, А ;

t_n – время нагрева и выдержки, с .

Средняя температура нагрева объема шихты в зависимости от выделившегося количества теплоты определяется в зависимости от теплоемкости материала шихты следующим образом:

$$T = \frac{Q}{\sum (c_{vi} \cdot V_i)}, [^\circ\text{K}],$$

где: c_i – удельная теплоемкость компонентов шихты, $\text{Дж/мм}^3 \text{ К}$. Для карбида титана – $3,45 \cdot 10^{-3} \text{ Дж/мм}^3 \text{ К}$, для высоколегированного чугуна $3,5 \cdot 10^{-3} \text{ Дж/мм}^3 \text{ К}$.

Использование полученных данных по температурам нагрева при разных режимах спекания позволит определить режимы спекания, обеспечивающие формирование композиционного слоя с максимальной износостойкостью за счет сохранения карбидной фазы в нерастворенном состоянии.

По предложенной методике был выполнен расчет рациональных режимов спекания рабочего слоя зубка ОЦУ заданных размеров. По графику на рисунке 3.3 была построена диаграмма изменения электросопротивления объема шихты, используемого для формирования рабочего слоя зубка вооружения ОЦУ диаметром 12 мм разной высоты (рисунок 2.18).

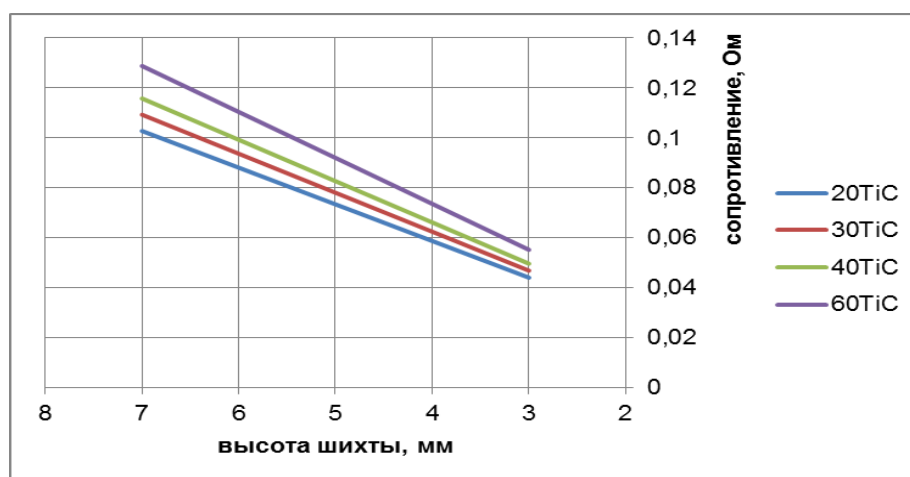


Рисунок 2.18. Диаграмма изменения электросопротивления спекаемого слоя с площадью поперечного сечения 113 мм^2

С использованием значений электросопротивления слоя шихты высотой 3 мм были построены графические зависимости изменения количества теплоты, выделяющейся в композиционном материале разного состава при его спекании на токе в диапазоне от 4 кА до 6 кА (рисунке 2.19).

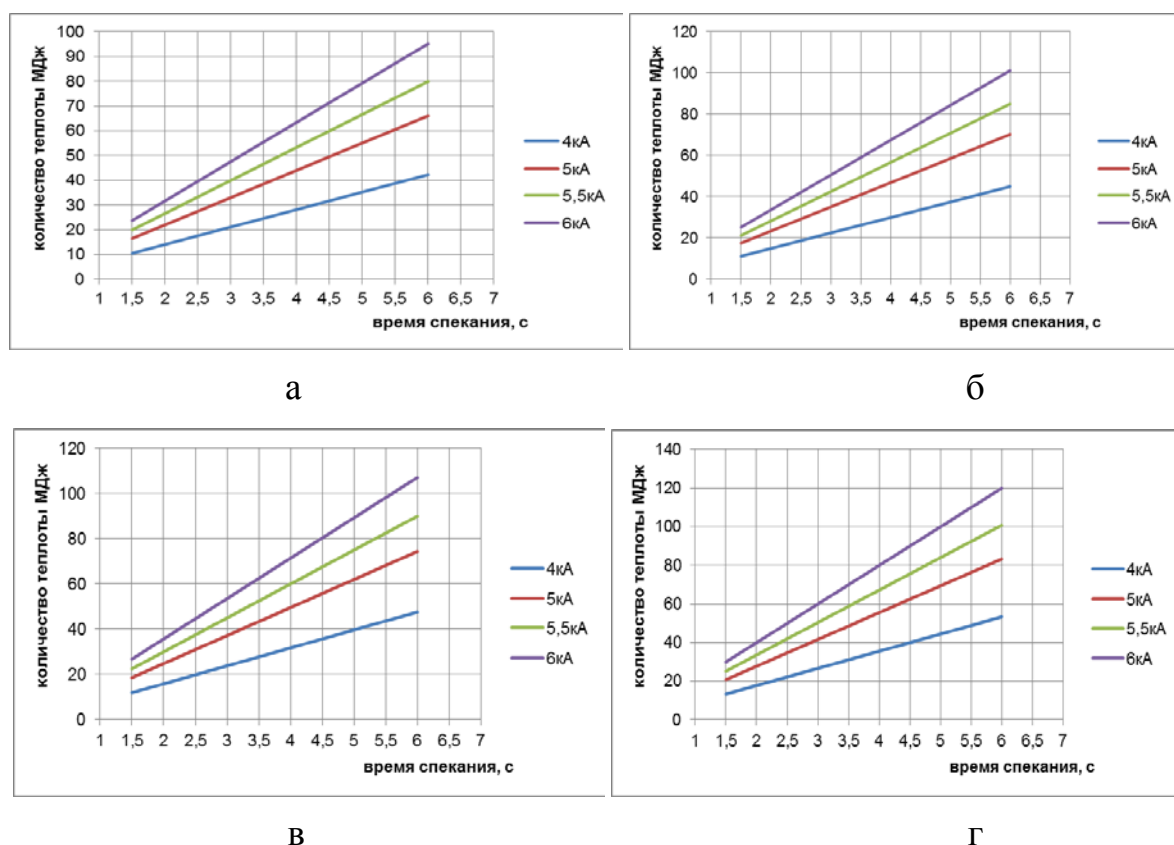


Рисунок 2.19. Изменение количества теплоты, выделившейся в рабочем слое зубка в зависимости от режимов спекания а) 20%TiC, б) 30%TiC, в) 40%TiC, г) 60%TiC

С учетом указанных параметров были рассчитаны зависимости изменения температуры нагрева рабочего слоя зубка вооружения ОЦУ в зависимости от количества выделяющейся теплоты (рисунок 2.20).

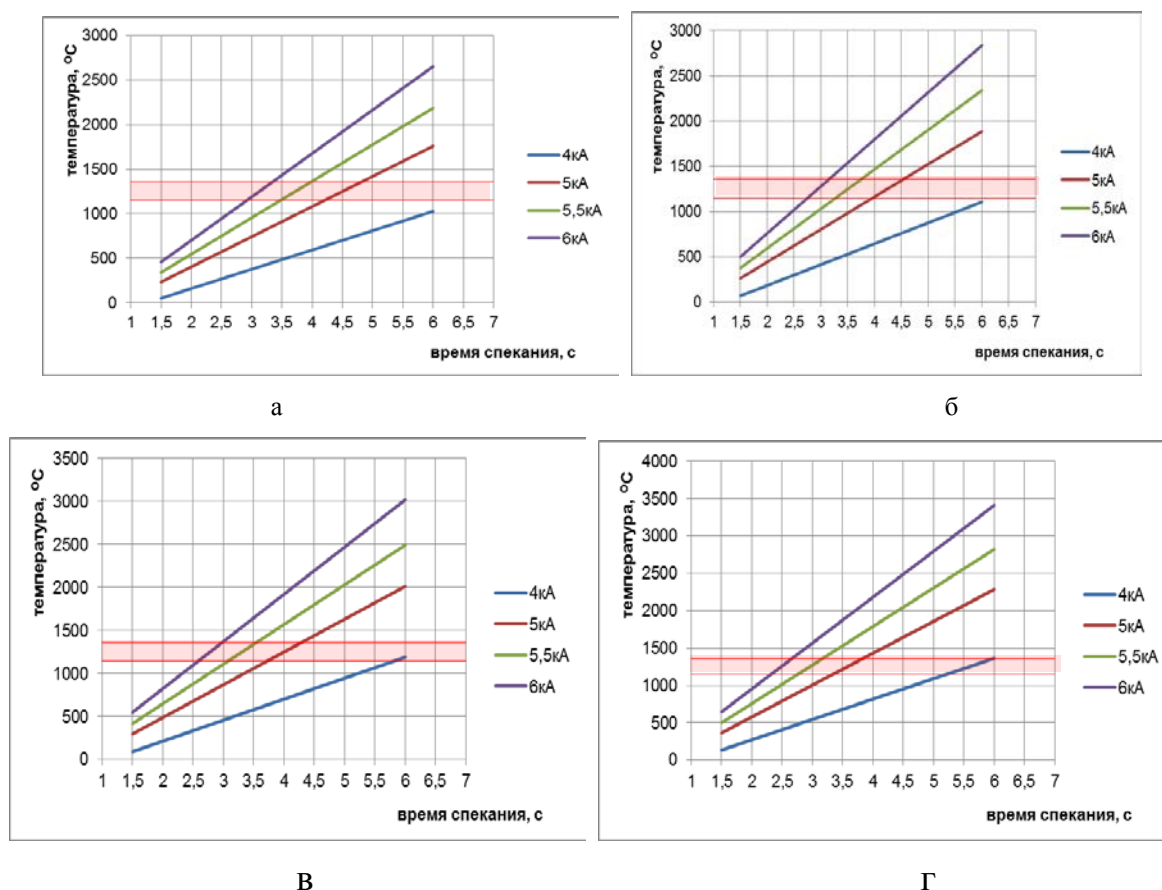


Рисунок 2.20. Температура нагрева слоя шихты в зависимости от времени пропускания тока а) 20%TiC, б)30%TiC, в) 40%TiC, г)60%TiC

Анализ полученных графических зависимостей показывает, что температура нагрева рабочего слоя в диапазоне 1140 -1360 °С при токе 4 кА требует существенного увеличения времени пропускания тока свыше 5,5 -7,0 с. Увеличение силы тока до 5,0 А сокращает время спекания до 5 с для слоя с 20% TiC и до 3,5 с для слоя с 60% TiC. При токе в 6 кА время спекания должно выдерживаться в узком диапазоне 2,7-3,2 с для слоев с 20-30 % TiC и до 2,2-2,7 с для слоя с 60% TiC.

Для подтверждения правильности полученных значений были выполнены экспериментальные исследования по оценке электросопротивления шихты композита перед началом процесса спекания и

замер температур, достигаемых в зоне нагрева при заданных параметрах процесса. Для определения величины электросопротивления спекаемой шихты был использован метод регистрации изменения напряжения. Оценка температуры нагрева проводилась термопарным методом.

Схема проведения замеров исследуемых параметров на электроконтактной машине представлена на рисунке 2.21.

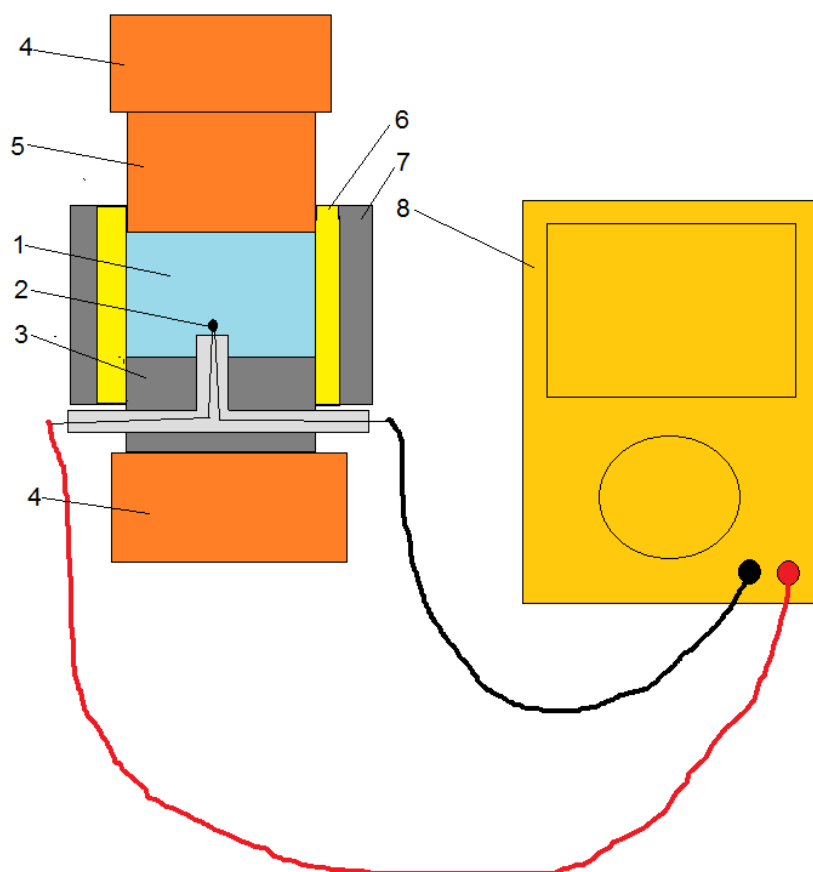


Рисунок 2.21. Схема проведения экспериментальных замеров
1-спекаемый материал, 2-термопара, 3-стальная подложка, 4-токоподводы,
5-пуансон, 6-стеклянная втулка, 7-стальная втулка, 8-мультиметр.

Для проведения замеров изменения напряжения в зоне спекания на электроды машины для электроконтактной сварки подключался цифровой мультиметр UT60D. Навеска шихты заданного состава предварительно взвешивалась на аналитических весах и запрессовывалась в стеклянную оправку.

Для оценки изменения доли воздушных пор при прессовании порошка

в процессе его спекания были выполнены экспериментальные замеры электросопротивления цепи «пуансон – шихта – образец» до начала процесса спекания и после приложения усилия. После сборки приспособления проводился замер высоты спекаемого слоя шихты.

В результате замеров было установлено, что электросопротивление цепи до прессования составило 2,2 МОм. После прессования оно снизилось до 0,1 Ом и с учетом фиксированной высоты шихты (l), равной 7 мм, и площади поперечного сечения образца (S), составляющей 113 мм², составляет:

$$\rho = \frac{R \cdot S}{l} = 1,6 \text{ мкОм} \cdot \text{м}$$

Полученные значения сопоставимы с диапазоном значений 2,6 – 1,45 мкОм*м, характерным для высоколегированного чугуна и карбида титана. Таким образом, показано, что влияние воздушных пор к началу процесса спекания практически не влияет на электросопротивление шихты, и оно может быть рассчитано по удельным электросопротивлениям входящих в шихту компонентов.

Для замера температур в спекаемой шихте в подложке образца вдоль оси высверливалось сквозное отверстие диаметром 3 мм, в которое вставлялась термопара таким образом, чтобы головка спая находилась на поверхности контакта со спекаемой шихтой.

При пропускании тока силой 5,4-5,6 кА через приспособление выполнялась регистрация температуры в зоне спекания. Максимальная температура нагрева шихты, достигнутая за двойной цикл пропускания тока, равный 3 секунды представлена в таблице 2.9.

Таблица 2.9. Максимальная температура в слое шихты

материал	20%TiC	30%TiC	40%TiC	60%TiC
Температура нагрева °С	1050	1070	1114	1190

Сопоставление полученных экспериментальных данных с расчетными значениями показывает, что погрешность полученных значений составляет 10%.

Выводы по 2 главе

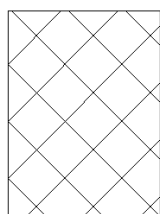
1. Теоретически обосновано и экспериментально показано, что для снижения температуры плавления матрицы на железной основе, необходимо чтобы в её состав входили такие элементы как углерод в количестве 2-4%, хром от 17% и порошки-самофлюсы на основе Ni-B-Si, что позволяет обеспечить температуру плавления в диапазоне 1140-1150 °C.
2. Показано, что в диапазоне температур выше 1360-1390 °C формируются термодинамические условия для диффузии титана из карбида в расплав, что создает условия для растворения карбидной фазы и потере износостойких свойств.
3. Выявлено, что полнота спекания износостойкого композиционного материала повышается по мере увеличения доли карбида титана в шихте, роста используемой мощности и регламентации диапазона времени, затраченного на нагрев. Для расчета рациональных режимов спекания зубков вооружения ОЦУ была разработана расчетная методика, сходимость которой с экспериментальными данными составила 87-92%.

3. Разработка способа и режимов получения качественного износостойкого рабочего слоя из композиционного материала с TiC и высоколегированной чугунной матрицей на зубки вооружения ОЦУ

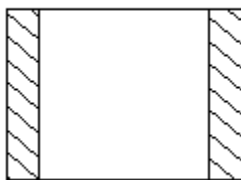
В данной главе разработан способ нанесения износостойкого композиционного материала с упрочнением TiC на зубок вооружения ОЦУ, рассмотрены вопросы взаимосвязи износостойких характеристик, структурного строения и температурно-временных условий нагрева и охлаждения с сохранностью карбидной фазы при спекании с матрицей на железной основе.

3.1. Разработка способа изготовления рабочего слоя зубков вооружения ОЦУ методом электроконтактного спекания

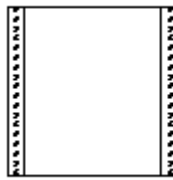
Для изготовления образцов опытных композиционных материалов был выбран метод электроконтактного механотермического формирования и разработано специальное приспособление. Порошковая смесь наносилась на подложку цилиндрической формы диаметром 12мм и высотой 5 мм, изготовленную из стали 30. Формирование слоя осуществлялось в специальной втулке стеклянной втулке (рисунок 3.1в), которая помещена в металлическую втулку (рисунок 3.1б) с помощью пуансона (рисунок 3.1а) изготовленного из медного сплава. Общий вид приспособления в сборе представлен на рисунке 3.1 г.



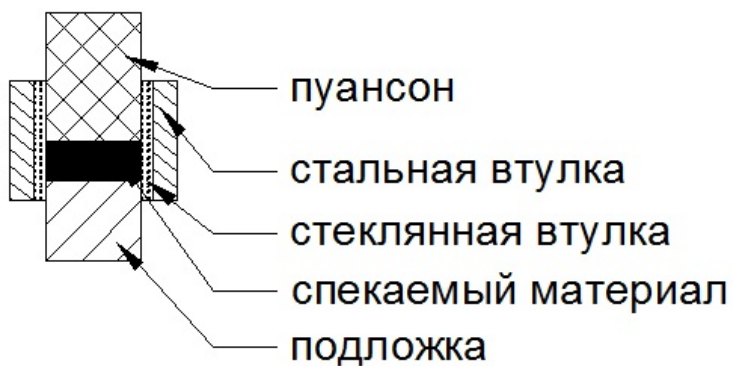
а)



б)



в)



пуансон

стальная втулка

стеклянная втулка

спекаемый материал

подложка

г)



Рисунок 3.1. Конструктивное исполнение приспособления для изготовления опытных образцов: а) пуансон, б) втулка стальная, в) втулка стеклянная, г) приспособление для спекания в сборе.

Стеклянная втулка нужна для изоляции токоведущих частей приспособления. Спекание проводили на машине для точечной сварки ТЕСНА 8206 (рисунок 3.2), технические характеристики которой представлены в таблице 3.1

Таблица 3.1. Технические характеристики машины для точечной сварки
TECNA 8206

Характеристики машины	8206/380
Мощность, кВА	63
Напряжение, В	380/2
Усилие сжатия, даН	736
Ход электродов	линейный
Вылет, мм	540



Рисунок 3.2. Машина точечной сварки TECNA 8206

Приспособление в сборе с образцом и слоем порошка зажималось между токоведущими электродами. Подвижным электродом через пуансон усилие передавалось на слой порошка, обеспечивая его прессование, а пропускание электрического тока – нагрев и спекание. Давление, создаваемое на образце,

составляет 122 даН.

Параметрами режимов, определяющими качество спеченных образцов, являются:

- % выходной мощности, определяемый силой тока и напряжением в контакте,
- общее время спекания, с

Для подбора оптимальных режимов спекания, обеспечивающих качественное формирование слоя композиционного материала была принята матрица эксперимента, представленная в таблице 3.2.

Таблица 3.2. Матрица эксперимента для определения оптимальных режимов спекания

% выходной мощности	время спекания, с		
	1,5	3	4,5
30	№1	№4	№7
40	№2	№5	№8
60	№3	№6	№9

Подбор оптимального диапазона режимов по предложенной матрице эксперимента проводился для каждого из следующих составов шихты:

- 20% TiC + 80% матрица,
- 30% TiC + 70% матрица,
- 40% TiC + 60% матрица,
- 60% TiC + 40% матрица,

Оценка качества спеченного слоя проводилась на основе анализа внешнего вида спеченного слоя и прочности его сцепления со стальной подложкой.

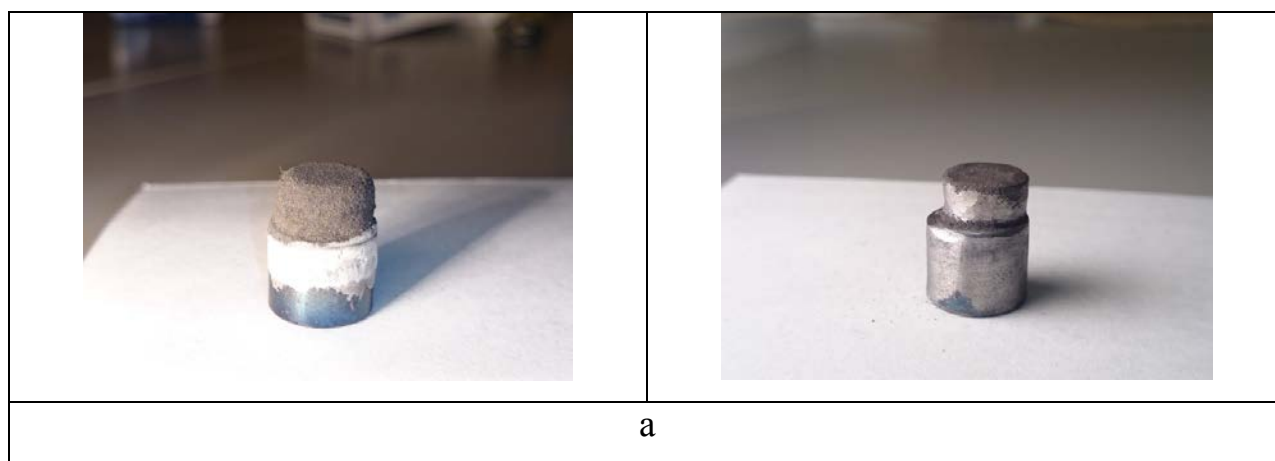
3.2. Экспериментальное определение режимов спекания композиционного материала с упрочнением TiC, обеспечивающих формирование рабочего слоя зубков вооружения ОЦУ с высоким уровнем износостойкости

При отработке способа получения зубков вооружения ОЦУ методом электроконтактного спекания было выявлено отсутствие линейной зависимости между общим количеством подведенной тепловой энергии и полнотой реализации процесса спекания. Также было выявлена существенная роль соотношения количества карбида титана и металлосвязки в шихте спекаемого слоя. Все исследованные режимы по качеству спекаемого слоя можно разделить на три группы:

- с частичным спеканием,
- с хорошим спеканием,
- с перегревом.

Частичное спекание слоя наблюдалось при изготовлении опытных образцов с:

- 20% TiC и 80% металлосвязки при использовании режимов с 30% максимальной мощности при 1,5с и 3 с времени пропускания тока (рисунок 3.3),



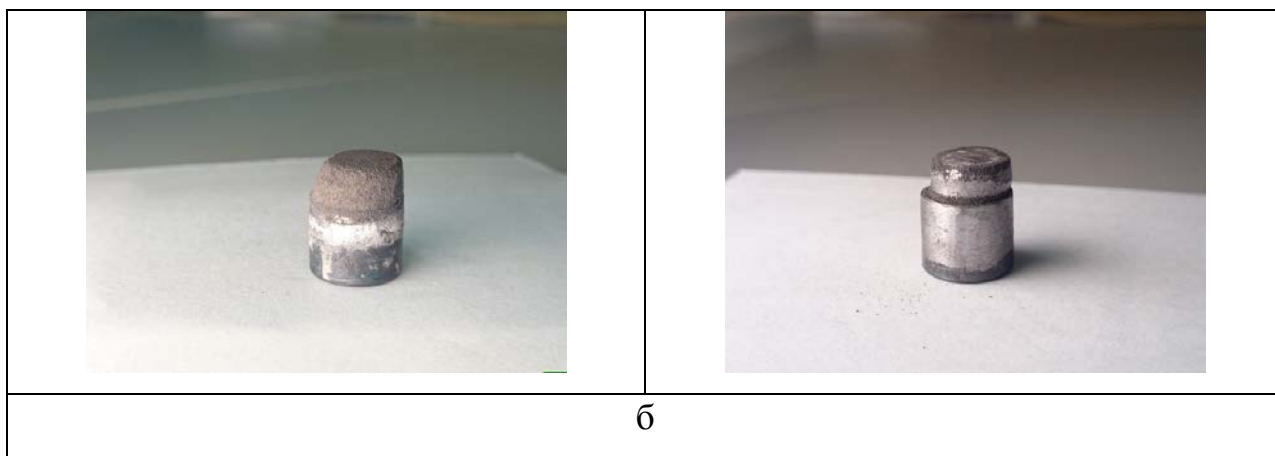


Рисунок 3.3. Внешний вид образцов с 20% TiC и 80% металlosвязки сразу после спекания(слева) и после обработки(справа): а) 30%+1,5 с, б) 30%+3 с.

- 30% TiC и 70% металlosвязки с однократным пропуском тока за 1,5 с при 30% и 40% максимальной мощности (рисунок 3.4),

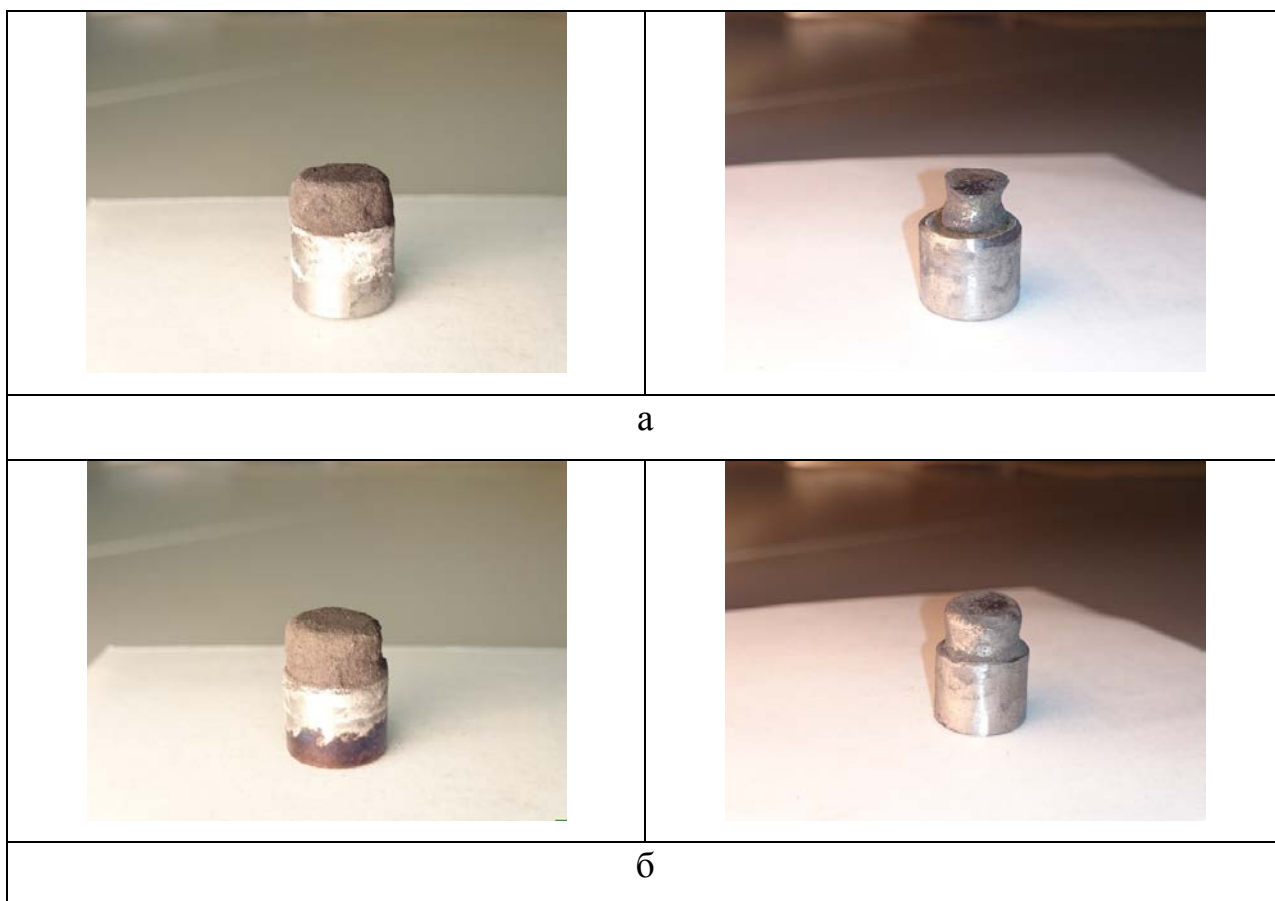


Рисунок 3.4. Внешний вид образцов с 30% TiC и 80% металlosвязки сразу после спекания(слева) и после обработки(справа): а) 30%+1,5 с, б) 40%+1,5 с.

- 40% TiC и 60% металlosвязки при 30% максимальной мощности за 1,5 с и

4,5 с (рисунок 3.5),

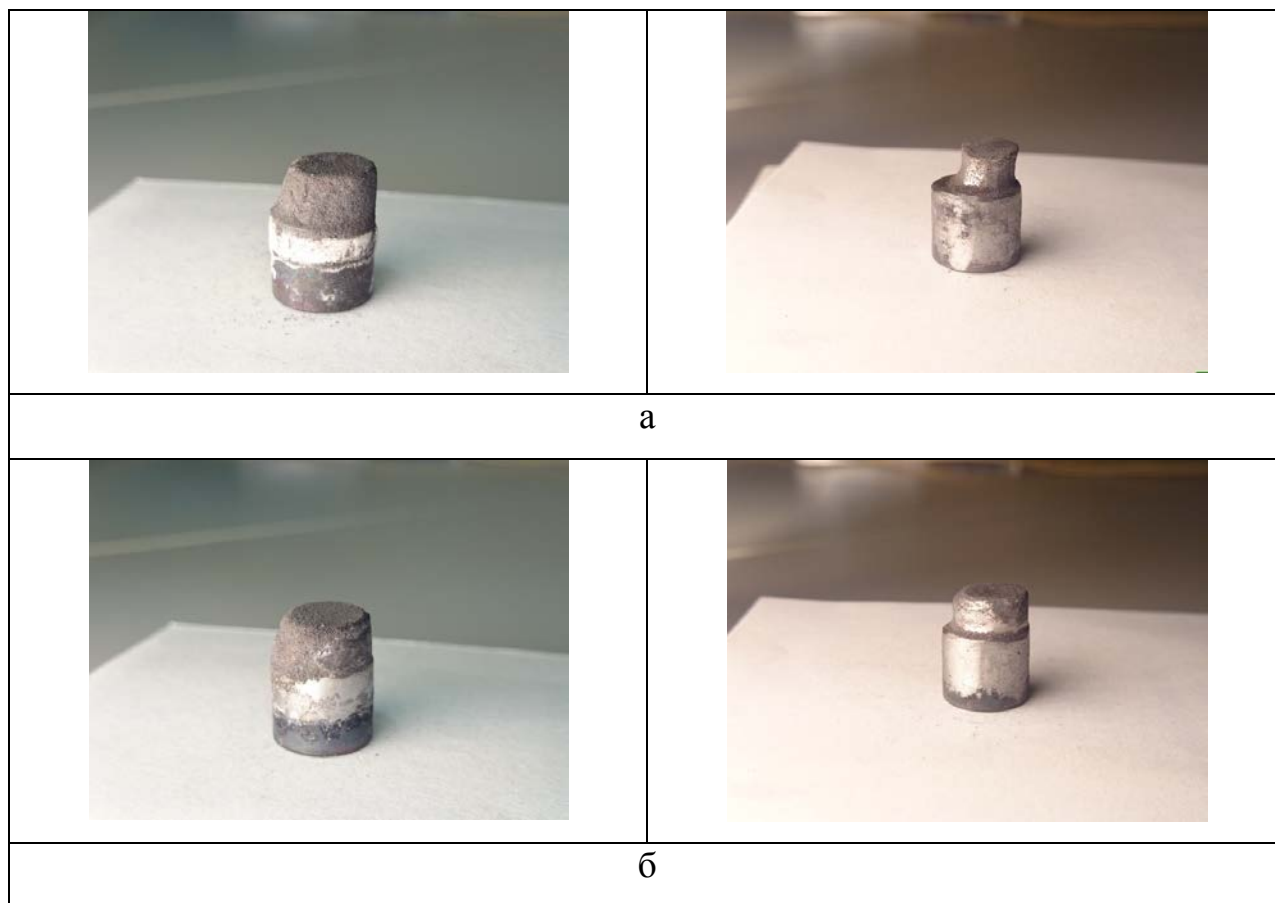
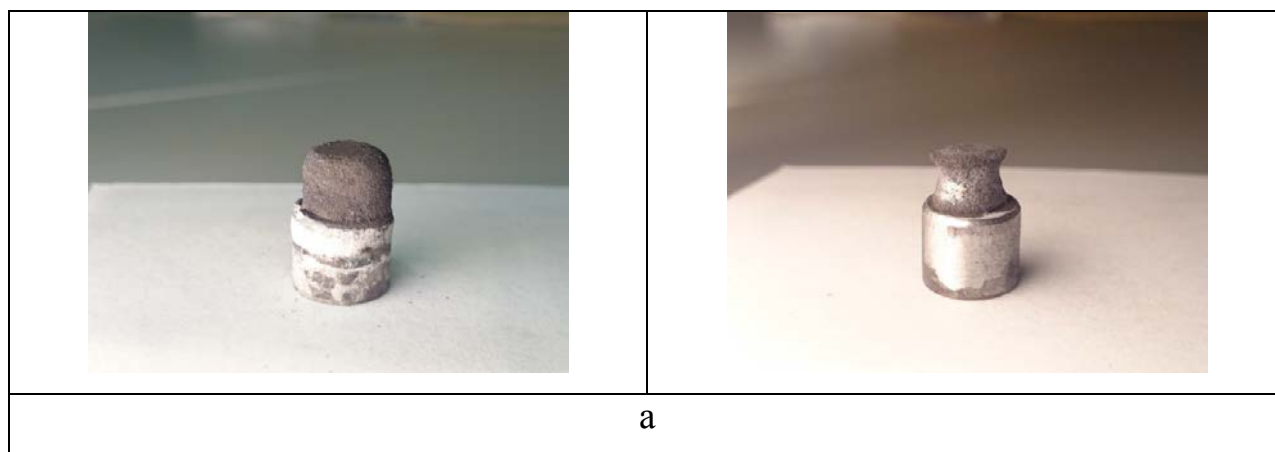


Рисунок 3.5. Внешний вид образцов с 40% TiC и 60% металловязки сразу после спекания(слева) и после обработки(справа): а) 30%+1,5 с, б) 30%+4,5 с.

- 60% TiC и 40% металловязки с однократным пропуском тока при 30% максимальной мощности за 4,5 с и 40% максимальной мощности за 1,5 с (рисунок 3.6),



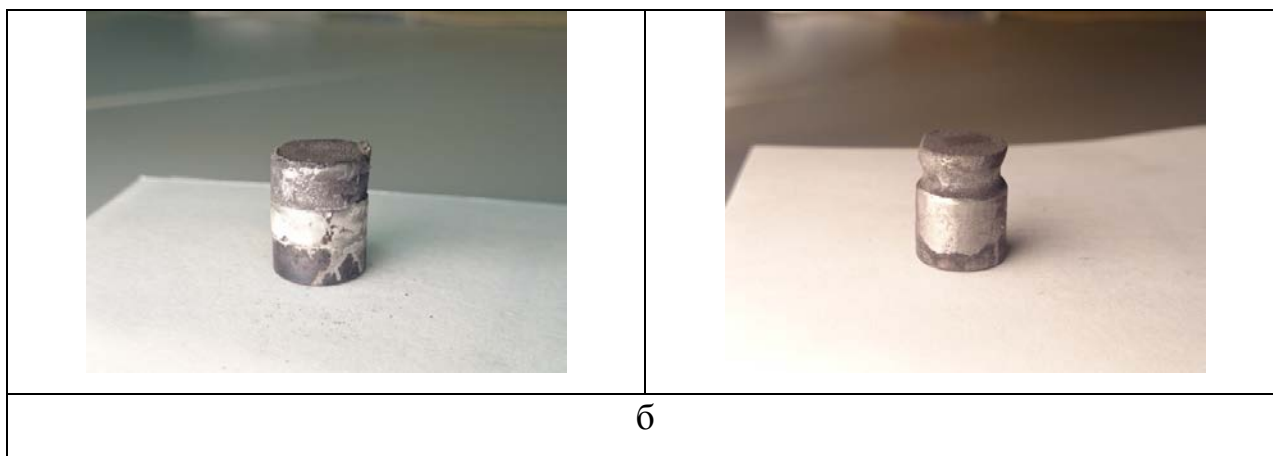


Рисунок 3.6. Внешний вид образцов с 60% TiC и 40% металлосвязки сразу после спекания(слева) и после обработки(справа): а) 30%+4,5 с, б) 40%+1,5 с.

При частичном спекании в центральной части образца формируется зона монокристаллического сплавления с удовлетворительным сцеплением с подложкой образца. Периферийные области, отличающиеся повышенным теплоотводом в медную оправку, не спекаются. Диаметр зоны эффективного спекания существенно изменяется по мере увеличения количества карбида титана в шихте. При 20% концентрации TiC диаметр зоны спекания на 30% максимальной мощности составляет 70-80% от диаметра подложки образца и уменьшается до 30-40% при увеличении его количества до 40%. Увеличение тепловложения за счет использования 40% максимальной мощности или увеличения числа циклов пропускания тока до 3,5 с позволяет повысить этот показатель на образцах с 40% и 60% TiC до 60-70% от диаметра подложки образца.

Хорошее спекание слоя обеспечивается при увеличении тепловой мощности до 40% максимальной мощности и приросте времени спекания. Рациональные параметры спекания выявлены для слоев с:

- 20% TiC и 80% металлосвязки при 40% максимальной мощности за 1,5 с, 3,0 с и 4,5 с спекания (рисунок 3.7),

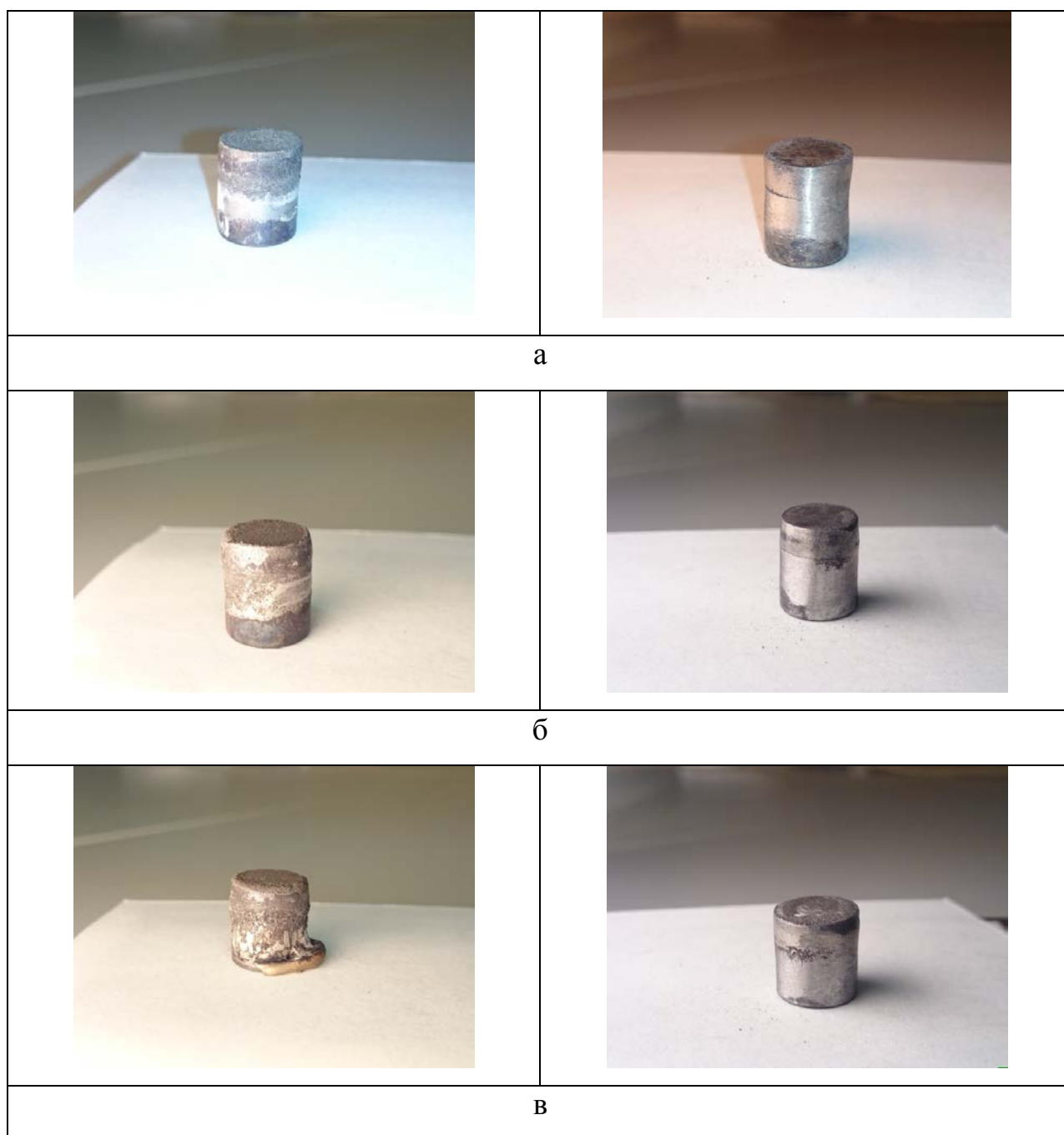


Рисунок 3.7. Внешний вид образцов с 20% TiC и 80% металловязки сразу после спекания(слева) и после обработки(справа): а) 40%+1,5 с, б) 40%+3 с, в) 40%+4,5 с

- 30% TiC и 70% матрицы при 40% максимальной мощности за 3,0 с времени пропускания тока (рисунок 3.8),

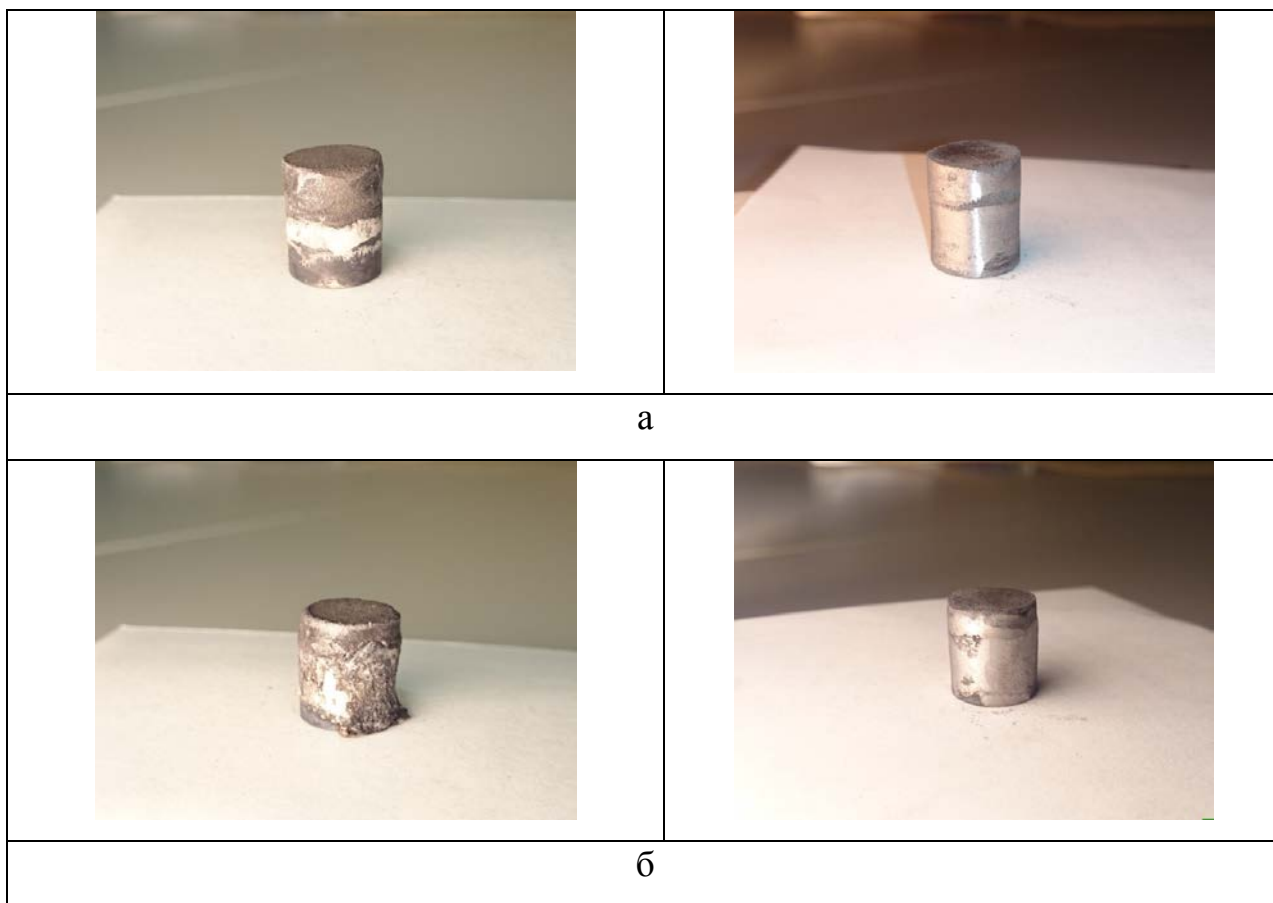
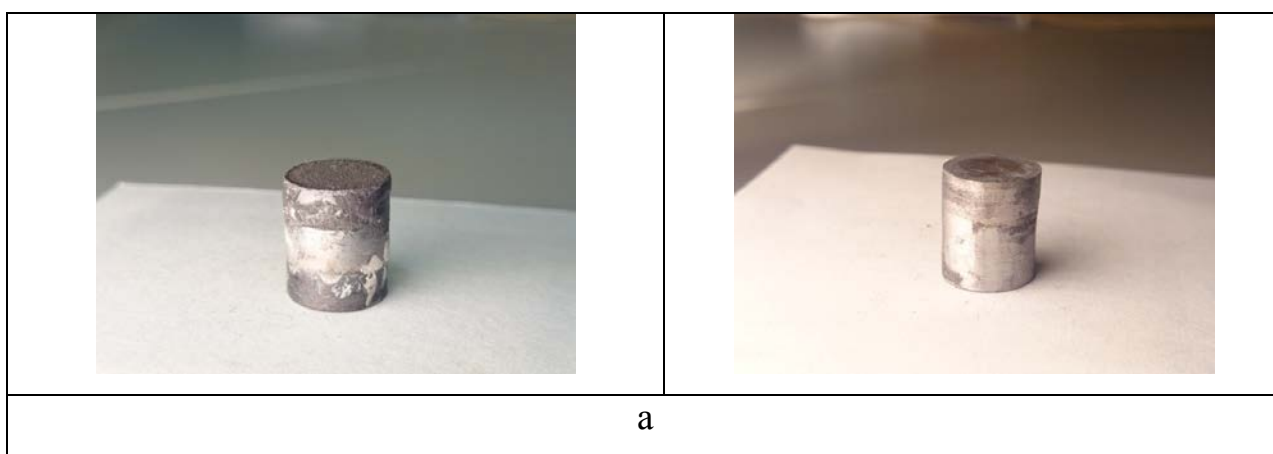


Рисунок 3.8. Внешний вид образцов с 30% TiC и 70% металловязки сразу после спекания(слева) и после обработки(справа) за а) 40%+3 с, 40%+4,5 с

- 40% TiC и 60% матрицы при 40% максимальной мощности за 1,5, 3,0 и 4,5 с (рисунок 3.9),



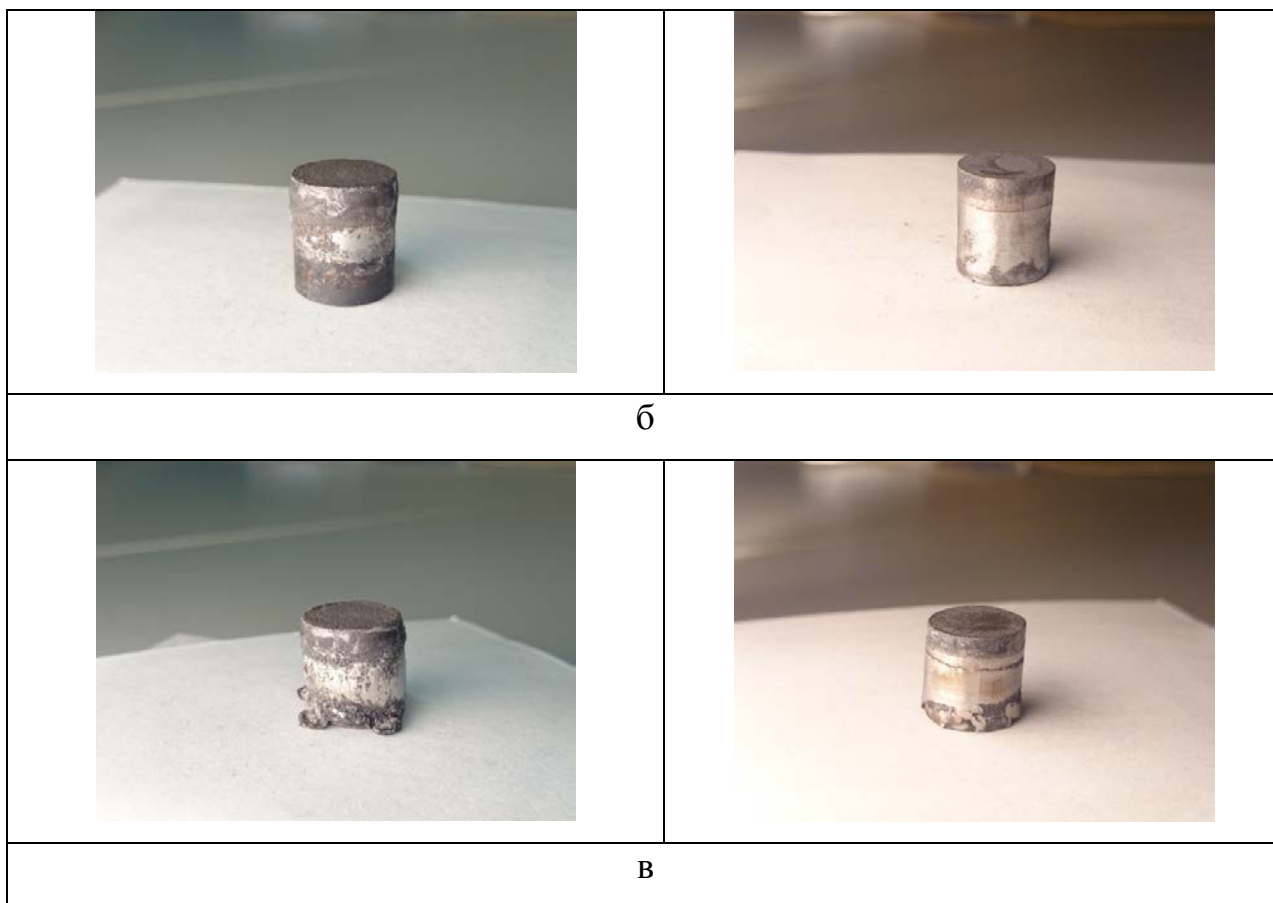
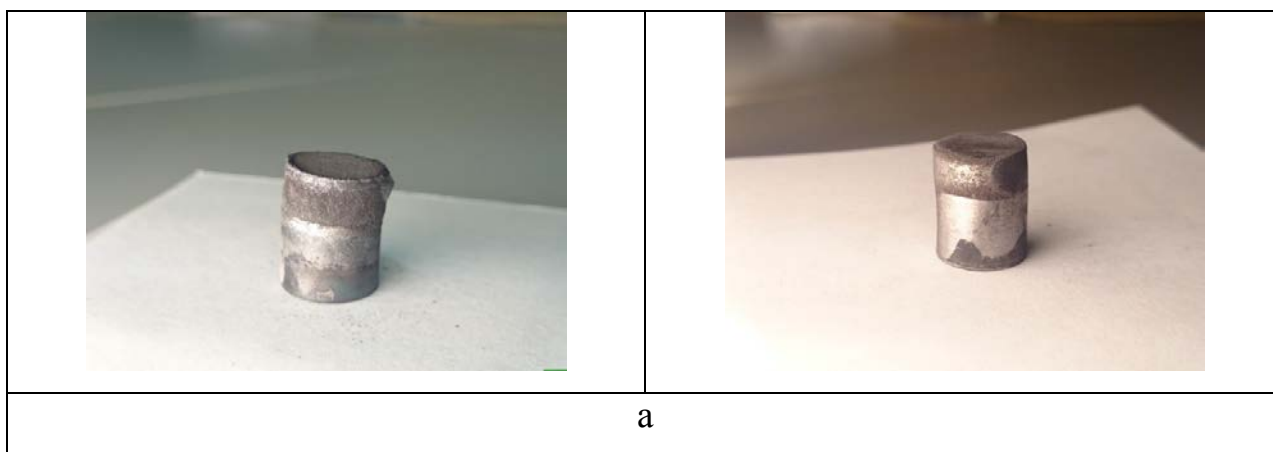


Рисунок 3.9. Внешний вид образцов с 40% TiC и 60% металловязки сразу после спекания(слева) и после обработки(справа) за: а) 40%+1,5 с, б) 40%+3,0 с, в) 40%+4,5 с

- 60% TiC и 40% матрицы при 40% максимальной мощности за 3,0 и 4,5 с (рисунок 3.10),



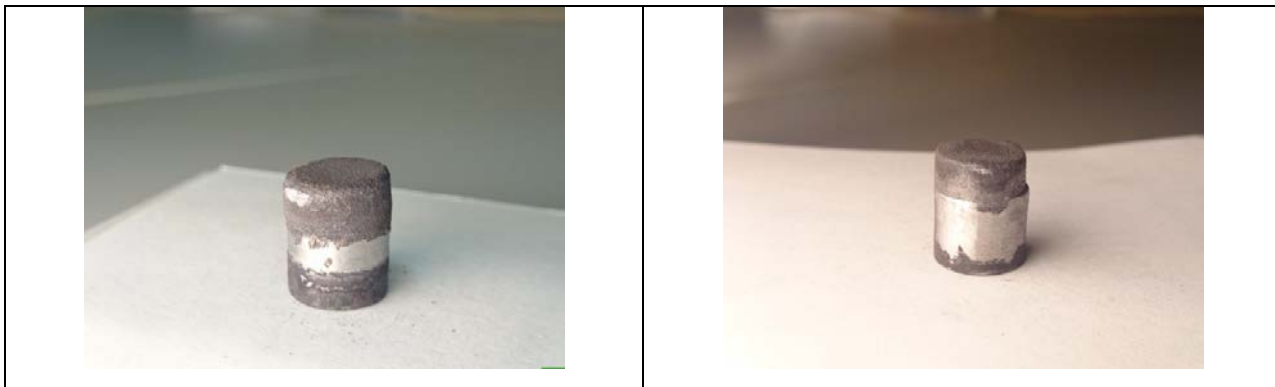


Рисунок 3.10. Внешний вид образцов с 60% TiC и 40% металлосвязки сразу после спекания(слева) и после обработки(справа) за: а) 40%+3,0 с, б) 40%+4,5с

Следует отметить, что для всех составов шихты формирование композиционного слоя хорошего качества устойчиво наблюдается при двухкратном спекании за 3,0 с при 40% максимальной мощности. На образцах с 20, 30 и 40% TiC, спеченных при 40% мощности при трех циклах нагружения за 4,5 с видны следы перегрева после спекания и наплывы, что связано с конструктивной особенностью приспособления для спекания. После обработки получен образец с хорошим качеством спеченного слоя.

Дальнейшее увеличение тепловложения путем увеличения тепловой мощности и количества циклов пропускания тока приводит к перегреву композиционного материала. Неудовлетворительное формирование в результате перегрева наблюдается при 60% максимальной мощности за 1,5 с для слоев с:

- 20% TiC и 80% матрицы (рисунок 3.11а),
- 30% TiC и 70% матрицы (рисунок 3.11б),
- 40% TiC и 60% матрицы (рисунок 3.11в),
- 60% TiC и 40% матрицы (рисунок 3.11г).

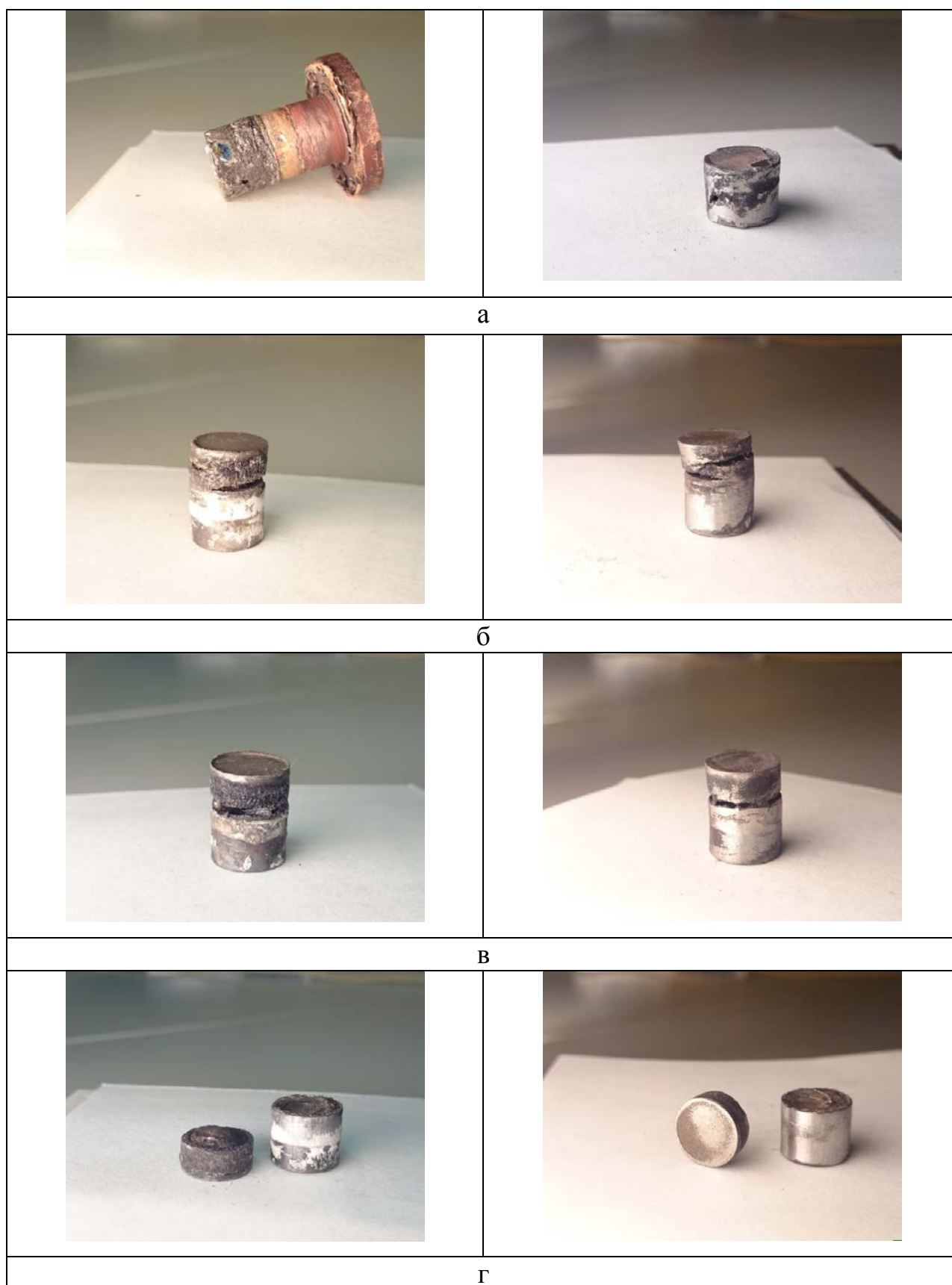


Рисунок 3.11. Внешний вид образцов сразу после спекания(слева) за 60% и 1,5 с и после обработки(справа) с: а) 20% TiC и 80% металлосвязки, б) 30% TiC и 70% матрицы, в) 60% TiC и 60% матрицы, г) 60% TiC и 40% матрицы,

На всех образцах наблюдается отрыв композиционного материала от подложки в зоне сцепления и растрескивание по высоте слоя, что, видимо, связано с процессами полного растворения карбида титана, переходом титана в жидкий раствор и его последующим окислением.

Обобщение полученных результатов представлено в таблице 3.3.

Таблица 3.3. Характер формирования слоя композиционного материала с разным содержанием TiC в зависимости от режимов спекания

% максимальной мощности	Концентрация TiC в шихте и время спекания, с*			
	20%	30%	40%	60%
30	1,5	1,5	1,5	
30	3			
30			4,5	4,5
40	1,5	1,5	1,5	1,5
40	3	3	3	3
40	4,5	4,5	4,5	4,5
60	1,5	1,5	1,5	1,5

*

	Частичное спекание
	Хорошее спекание
	Частичный перегрев
	Перегрев

Анализ полученных результатов показывает, что полнота спекания образца зависит от соотношения ряда факторов: доли карбида титана в шихте, используемой мощности, числа циклов спекания, времени, затраченного на нагрев и объема нагреваемого материала. Это формирует многофакторную зависимость результата спекания от выбранных параметров. При этом прирост процента от максимальной мощности машины оказывает наиболее значимую роль на результат спекания в виде увеличения объема жидкой фазы. Продление общего времени пропускания тока также способствует формированию жидкой фазы, но роль этого фактора менее значима. Повышение доли участия карбида титана снижает интенсивность плавления металlosвязки. Если обозначить каждый из выбранных факторов в виде коэффициентов $k_1...k_i$, то результат спекания можно оценить по

следующей зависимости:

$$K = \frac{k_1 \cdot k_2}{k_3},$$

где: k_1, k_2 – факторы, определяющие вклад % максимальной мощности и времени нагрева при спекании,

k_3 – фактор, определяющий вклад от % карбида титана.

Математическая обработка полученных данных с целью определения вклада каждого из указанных факторов показала, что наибольшее влияние на формирование жидкой фазы в спекаемом слое оказывает мощность спекания. Обобщение результатов позволило получить следующую формулу для расчета обобщенного показателя, определяющего результат спекания:

$$K = \frac{W \cdot (N \cdot t)^{0,2}}{C^{0,1}},$$

где: W - % от максимальной мощности машины для спекания

N – число циклов спекания,

t – продолжительность единичного цикла спекания, с

C – доля участия карбида титана в шихте, %.

Расчет обобщенного показателя, проведенный по указанной зависимости, представлен в таблице 3.4.

Таблица 3.4 Значения обобщенного показателя спекания композиционных материалов

% полезной мощности	Содержание TiC в композиционном материале, %			
	20	30	40	60
30	24	23	22	
30	28			
30			28	27
40	32	31	30	29
40	37	35	34	33
40	40	38	37	36
60	48	46	45	43

Параметры процесса спекания, отвечающие значениям обобщенного показателя в диапазоне от 30 до 40 единиц, соответствуют области формирования качественного спеченного слоя. Для перехода от обобщенных

безразмерных величин к физическим параметрам процесса спекания умножим полученное выражение на общую мощность машины TЕСNA 8206 равную 63 кВт, отнесенную к объему спекаемой шихты, использованной в эксперименте и равной 930 мм³. В результате получим выражение для определения удельной тепловой мощности, которую необходимо затратить на спекание единицы объема шихты:

$$q = \frac{P}{V} K = \frac{63000 \cdot W \cdot (N \cdot t)^{0,2}}{C^{0,1} \cdot 930}, \text{ Дж/мм}^3.$$

Учитывая найденный оптимальный диапазон значений обобщенного показателя, обеспечивающий формирование качественного спеченного слоя, получаем, что рекомендуемый диапазон удельной тепловой мощности равный 2000-2700 Дж/мм³

3.3 Металлографический анализ структурно-фазового состава спеченных композиционных слоев

Металлографический анализ спеченных слоев проводился методами оптической и растровой электронной микроскопии. Исследования выполнялись в Forschungseinrichtungen des Exzellenzzentrums für Tribologie (AC²T) в рамках совместных исследовательских работ по проекту XTribologie.

Шлифы готовили в продольном сечении спеченного слоя, расположенном параллельно плоскости сплавления с основным металлом. Для оценки склонности к спеканию и жидкотекучести матрицы были проанализированы слои, полученные из порошковых материалов С27 и ПГ-10Н-04 (рисунок 3.12).

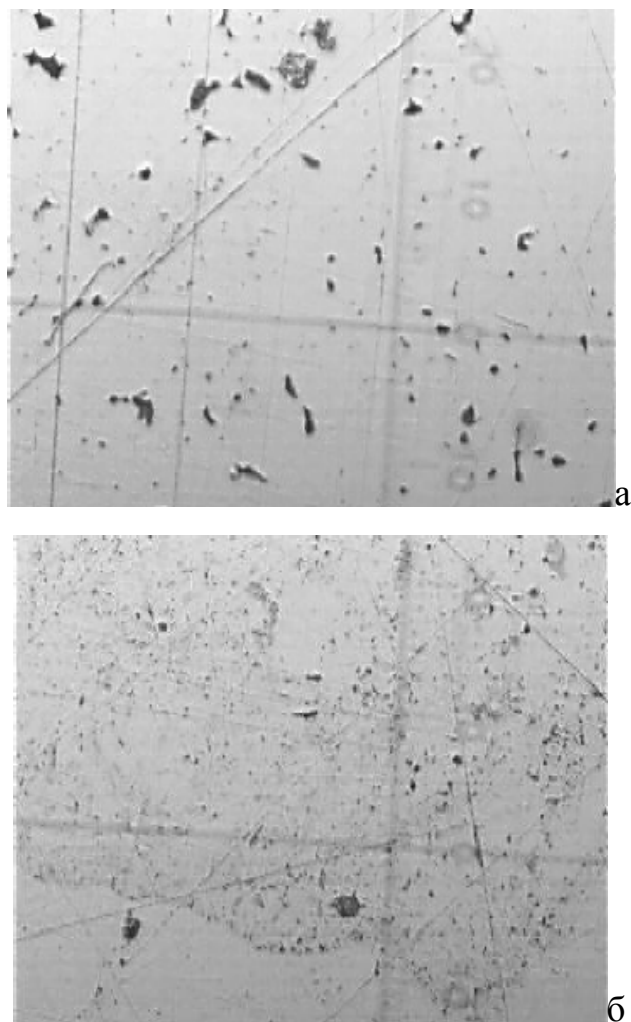


Рис. 3.12. Макрошлиф печённого слоя: а) ПГ-10Н-04, б) С27 (х 40)

Анализ поверхности шлифов показал формирование монолитного слоя. Степень пористости находится в пределах 5% для слоя из порошка С27 и 10-12% для слоя из порошка ПГ-10Н-04. Размер пор находится 0,5 – 1,0 мкм для слоя из порошка С27 и 1,0-2,0 мкм для слоя из порошка ПГ-10Н-04.

Структурно-фазовый матрицы сплава, полученный при травлении 1% раствором нитала представляет собой мелкодисперсный ледебурит с развитой карбидной сеткой на основе хрома (рисунок 3.13).

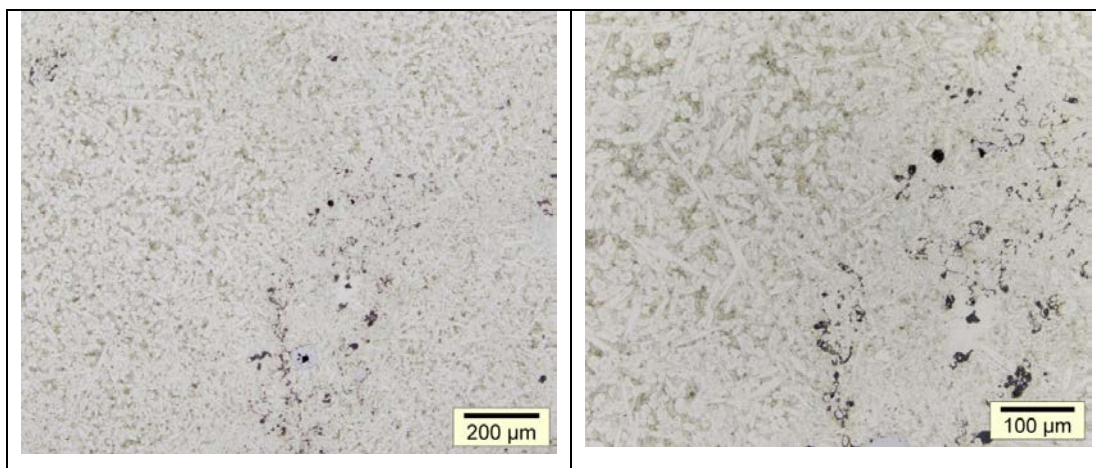


Рис. 3.13. Микроструктура спеченного слоя из порошка С27.

Размер ледебуритных зерен находится в пределах 10-40 мкм. Карбиды имеют дендритное строение с длиной отдельных зерен от 20 мкм и до 200 мкм и шириной в пределах 10-20 мкм. На отдельных участках шлифа, ближе к краю образца присутствуют участки неполного спекания, отличающиеся повышенной пористостью и хорошо различимыми исходными границами частиц порошка.

Строение спеченного слоя с 20% карбидов титана характеризуется относительной неравномерностью распределения карбидных частиц по плоскости шлифа (рисунок 3.14).

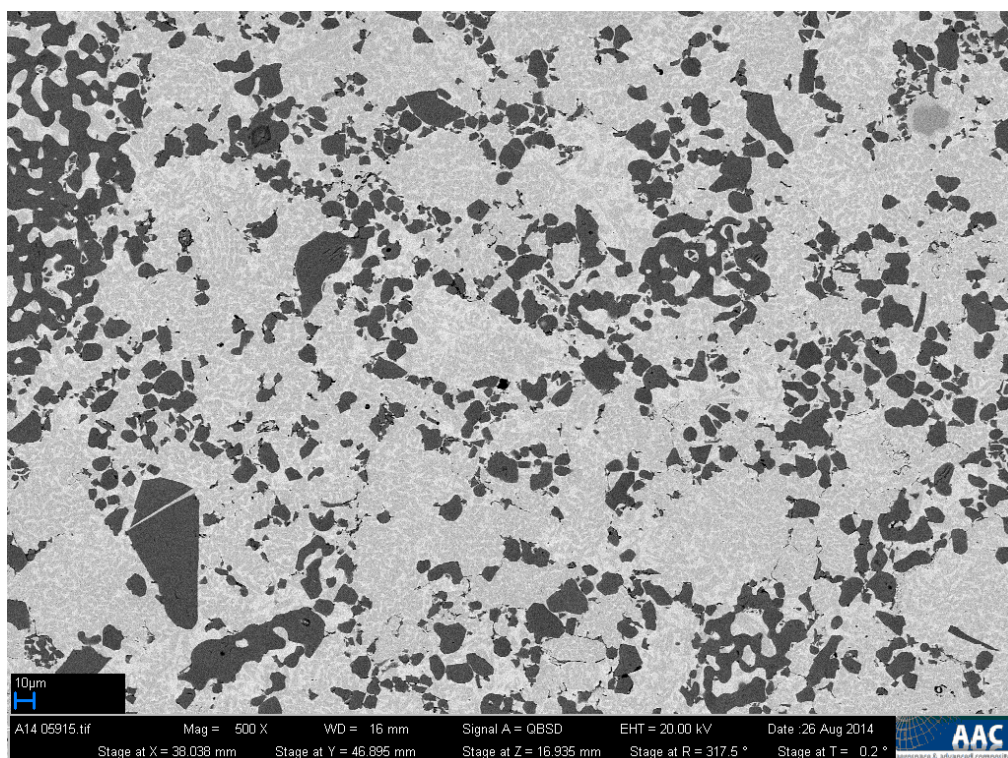


Рисунок 3.14. Строение спеченного слоя с 20% карбида титана

Частицы карбида титана (зерна темного цвета) размещаются в виде раздробленной сетки по границам монокристаллических зерен матрицы. Размер карбидных включений колеблется от 4 до 200 мкм, что существенно превышает исходные размеры карбидных частиц. Можно отметить наличие четкой границы раздела между матрицей и карбидной фазой, что говорит об отсутствии значительного растворения карбидов в процессе спекания.

Травление поверхности шлифа позволило выявить наряду с карбидными частицами (светло-серые зерна), небольшую степень пористости (синие и черные участки) в пределах 5-10% (рисунок 3.15).

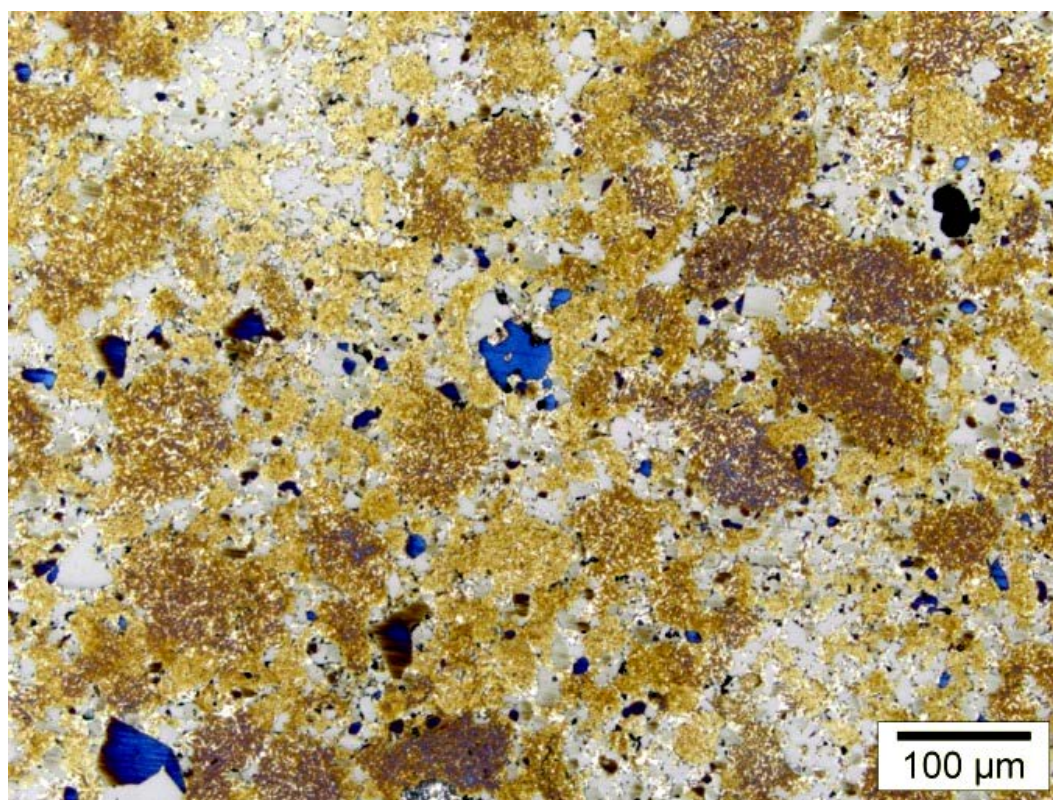


Рисунок 3.15. Микроструктура образца с содержанием карбидов титана по массе 20%

Следует также отметить наличие неравномерности в травлении отдельных участков матрицы, что, видимо, определяется ее неоднородным химическим составом. В зонах скопления частиц карбида титана травление имеет более светлый оттенок, в то время как участки преимущественного расположения матрицы характеризуются более темным цветом.

Оценка распределения легирующих элементов по различным фазовым составляющим, выполненная методом энергодисперсионного анализа (Energy-dispersive X-ray spectroscopy, EDX), показывает практически полное отсутствие концентрации титана в матрице спеченного слоя (рисунок 3.16).

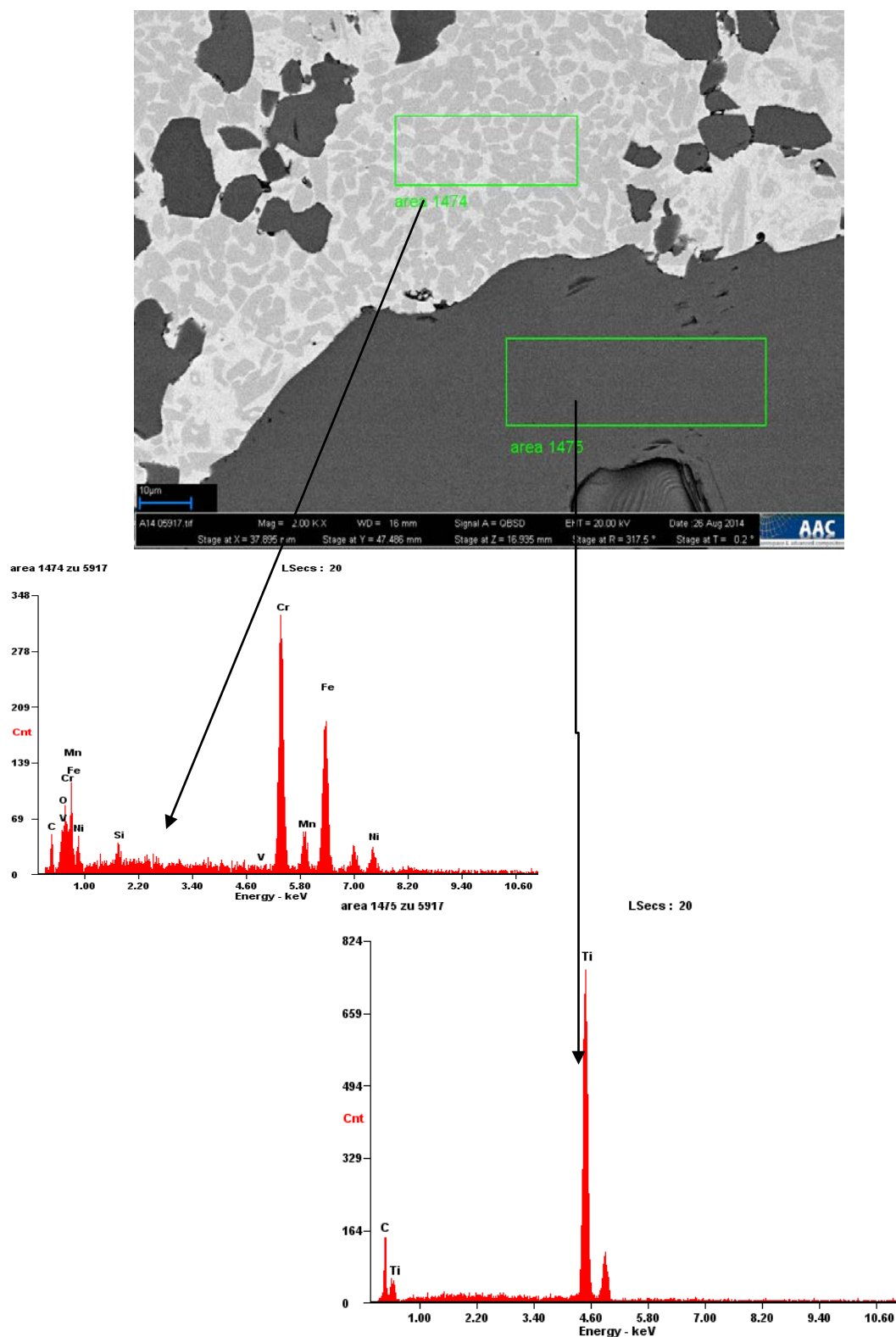


Рисунок 3.16. Распределение легирующих элементов по фазовым составляющим спеченного слоя с 20% карбида титана

Химический состав карбида титана характеризуется двухкомпонентным составом и практически полным отсутствием проникновения легирующих элементов матрицы сплава.

Строение спеченного слоя с 30% карбида титана представлено на рисунке 3.17.

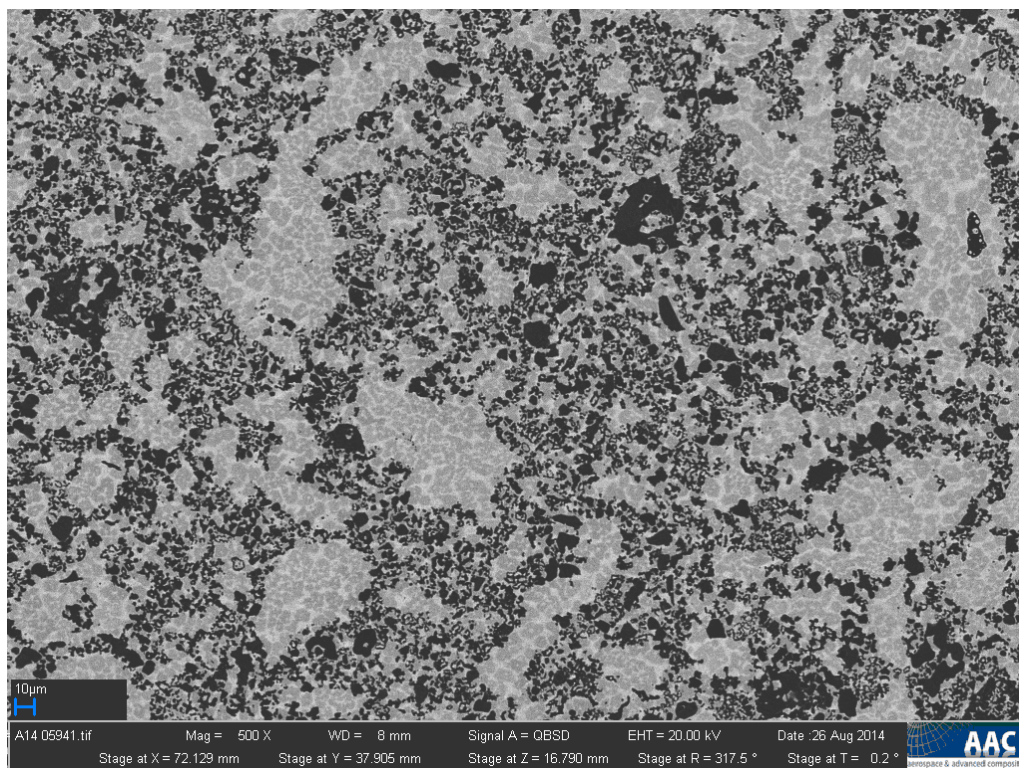


Рисунок 3.17. Строение спеченного слоя с 30% карбида титана

Распределение составляющих слоя с 30% карбида титана характеризуется большей однородностью по сравнению со 20% концентрацией. На шлифе можно выделить значительные по площади участки скопления карбидов титана, равномерно распределенных в матрице сплава. На этих участках матрицы имеет вид тонкой сетки, толщина которой находится в пределах 1-2 мкм. Можно также отметить значительную раздробленность карбидных частиц, полученную видимо в результате их частичного растворения в матрице сплава. Участки слоя, свободные от карбидов представляют собой ледебурит с карбидной сеткой более светлого цвета.

Травление шлифа с 30% содержанием карбида титана показало, что

матрица сплава распределяется в плоскости шлифа в виде отдельных округлых зерен размером от 20 мкм до 120-150 мкм. Участки преимущественного размещения карбида титана представляю собой сплошные массивы, связанные друг с другом, с плохо различимыми границами между отдельными частицами (рисунок 3.18).

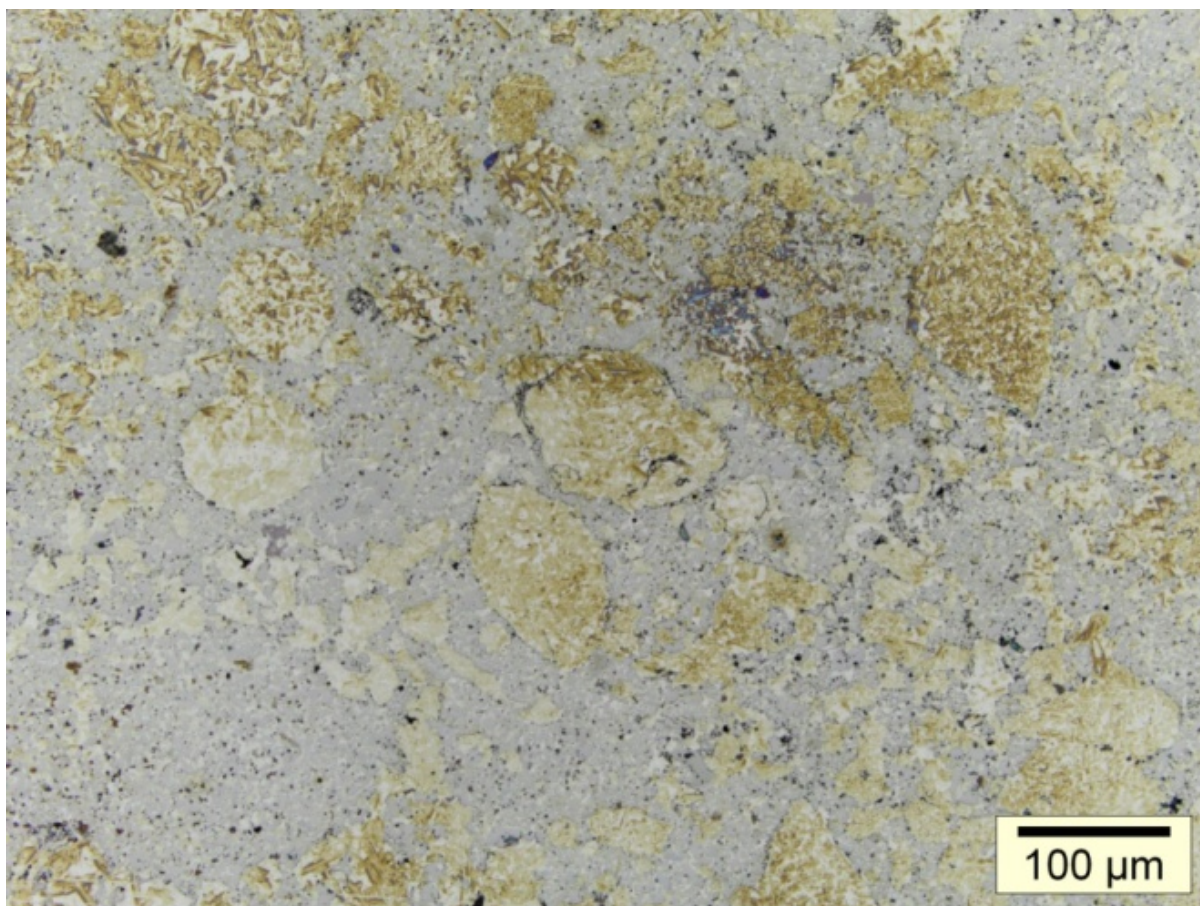


Рисунок 3.18. Микроструктура образца с содержанием карбидов титана по массе 30%

Анализ распределения легирующих элементов по фазовым составляющим сплава с 30% TiC показал, что карбиды титана сохраняют двухэлементный состав (рисунок 3.19).

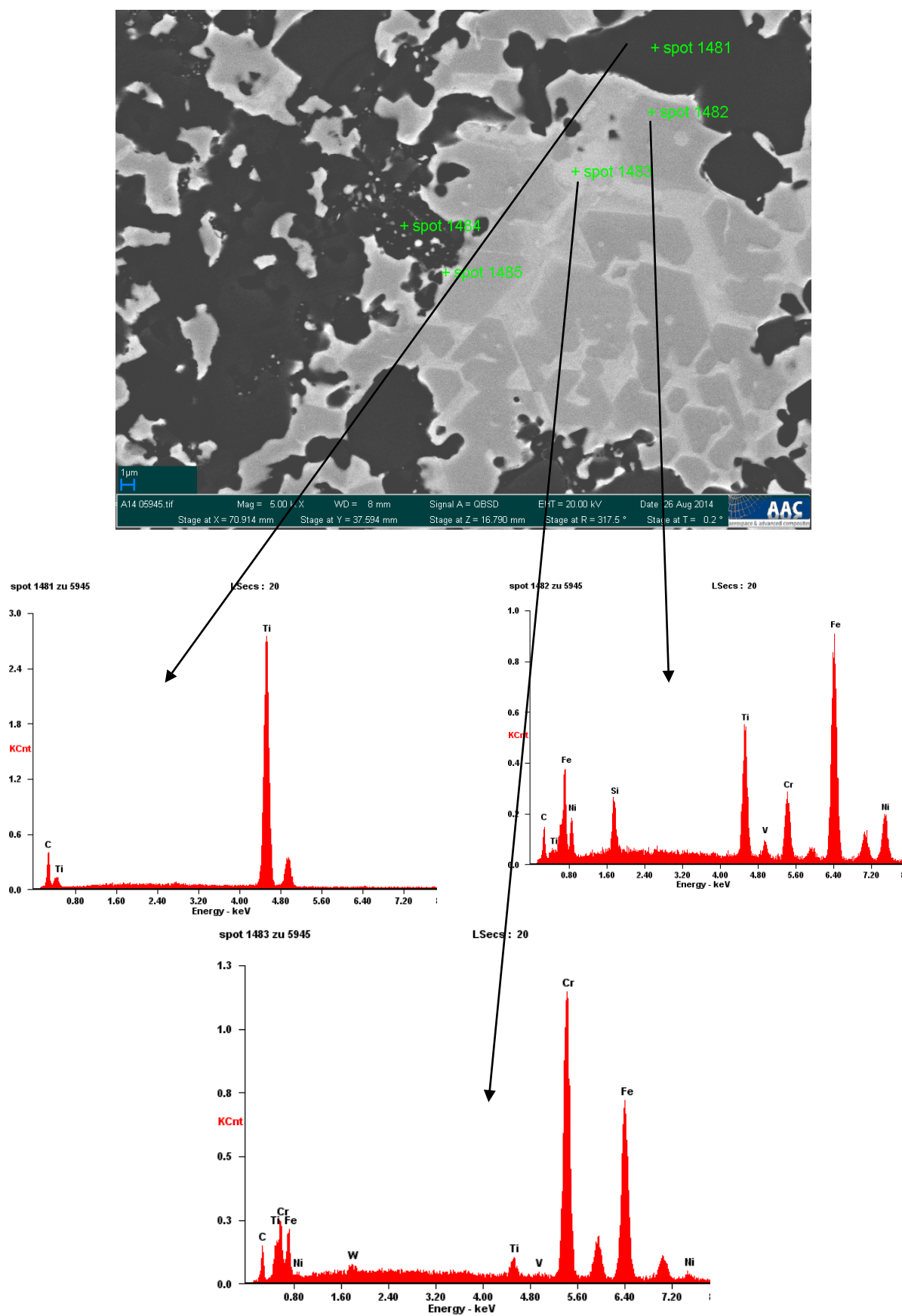


Рисунок 3.19. Распределение легирующих элементов по фазовым составляющим спеченного слоя с 30% карбида титана

Зерна темно-серого цвета в матрице сплава характеризуются повышенным содержанием титана, что говорит о протекании процесса частичного растворения TiC. При этом их состав отличается относительно не высоким содержанием хрома. Основная концентрация хрома сосредоточена в светло-серой сетке матрицы, представляющей собой карбидную фазу на основе хрома. Следует отметить, что пониженное по сравнению с зернами матрицы содержание титана в ее составе.

Строение слоя с 40% карбида титана представляет собой равномерную двух компонентную смесь с однородным распределением зерен карбида титана по плоскости шлифа (рисунок 3.20).

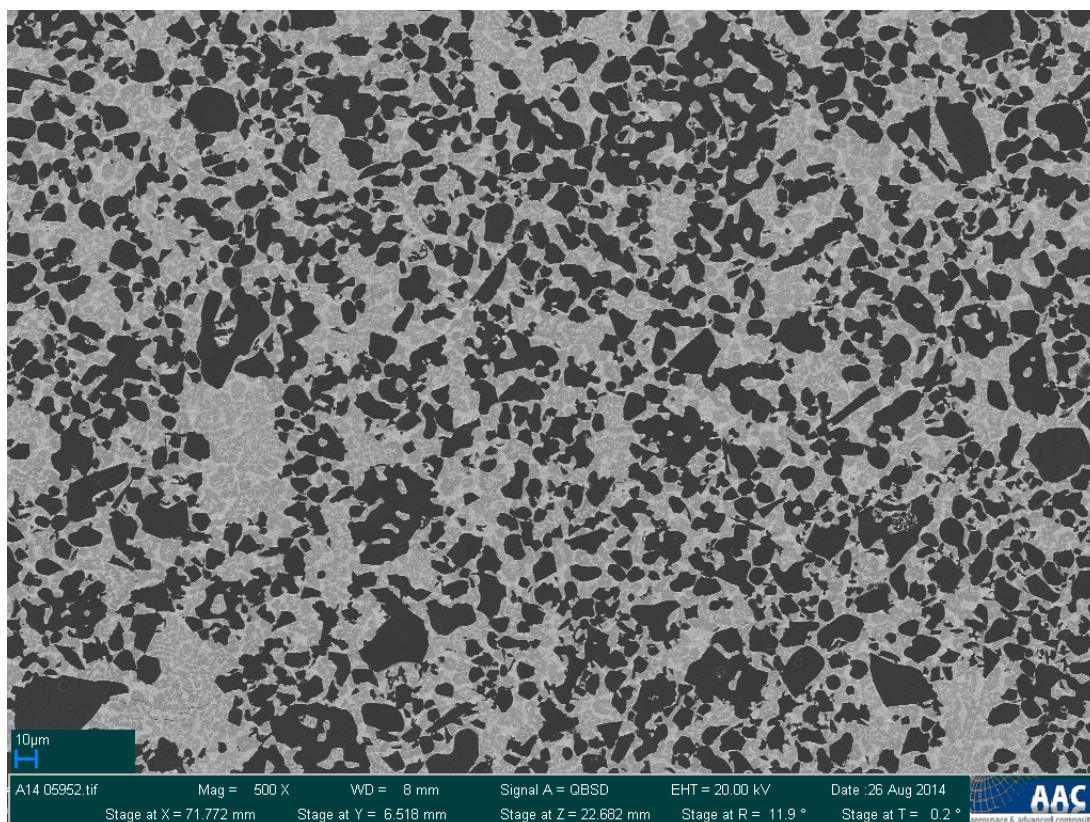


Рисунок 3.20. Строение спеченного слоя с 40% карбида титана

На некоторых участках поверхности наблюдается срастание карбидных частиц в более крупные конгломераты размером до 40-50 мкм. Матрица спеченного сплава сохраняет ледебуритно-карбидную структуру.

Травление шлифа показало различную реакцию зерен матрицы сплава. Преобладающее количество зерен матрицы при травлении дает

слабую реакцию на раствор и окрашивается в светло-желтый цвет с выявлением ледебуритных включений в теле зерна. Меньшая часть зерен характеризуется сильным окрашиванием в коричневый цвет при травлении без протравливания отдельных структурных составляющих внутри зерна (рисунок 3.21).

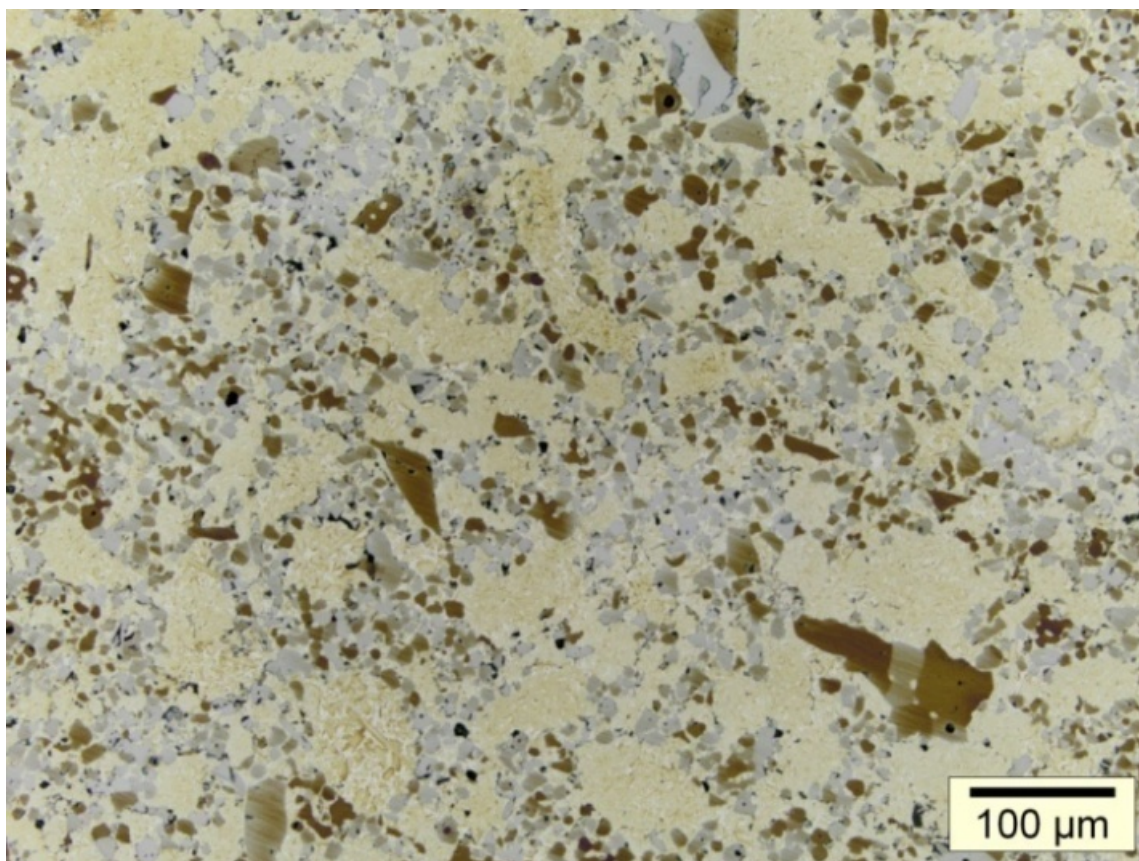


Рисунок 3.21. Микроструктура образца с содержанием карбидов титана по массе 40%

Анализ химического состава различных фазовых составляющих показал низкое содержание титана в матрице сплава, как в темной, так и светлой фазах. Следует также отметить некоторое выравнивание концентрации хрома по фазовым составляющим матрицы сплава (рисунок 3.22).

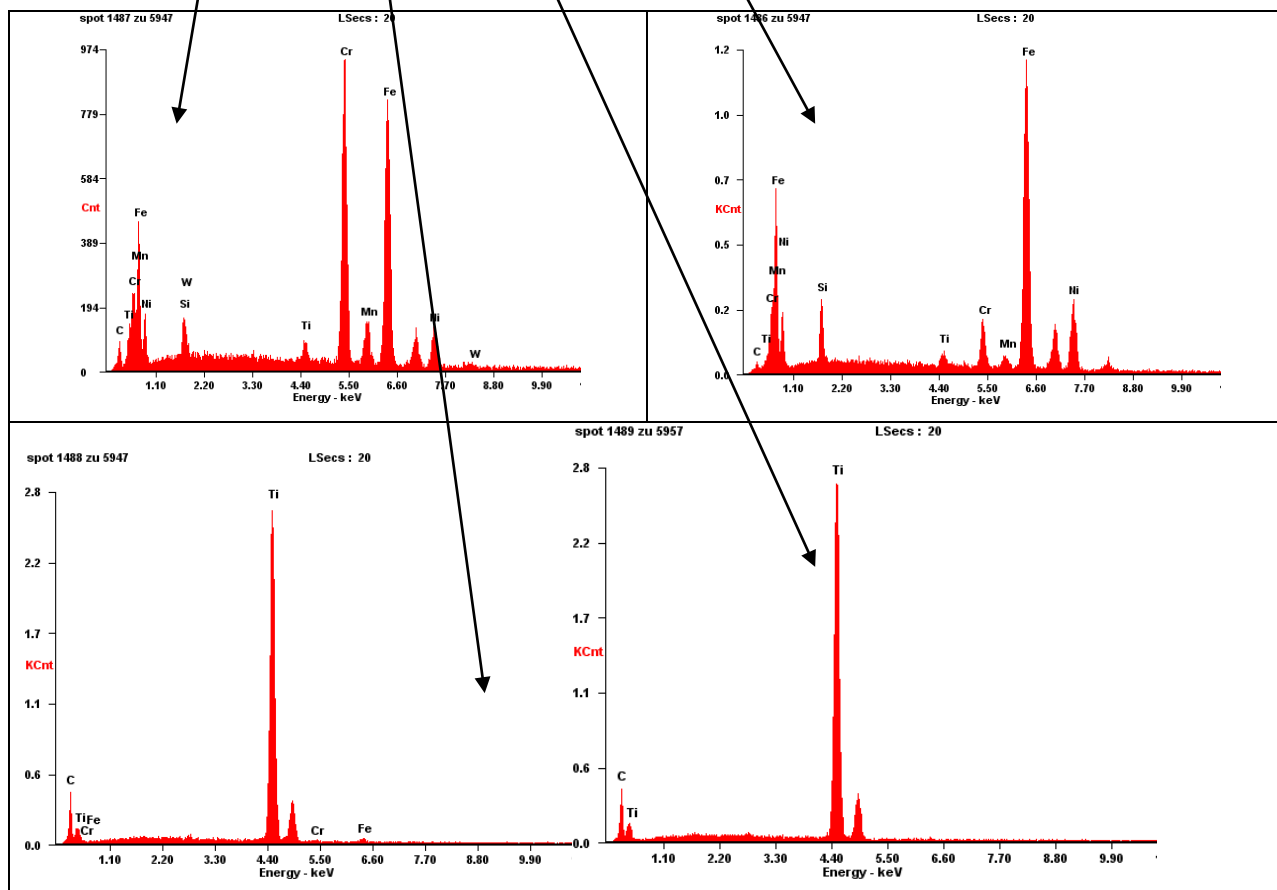
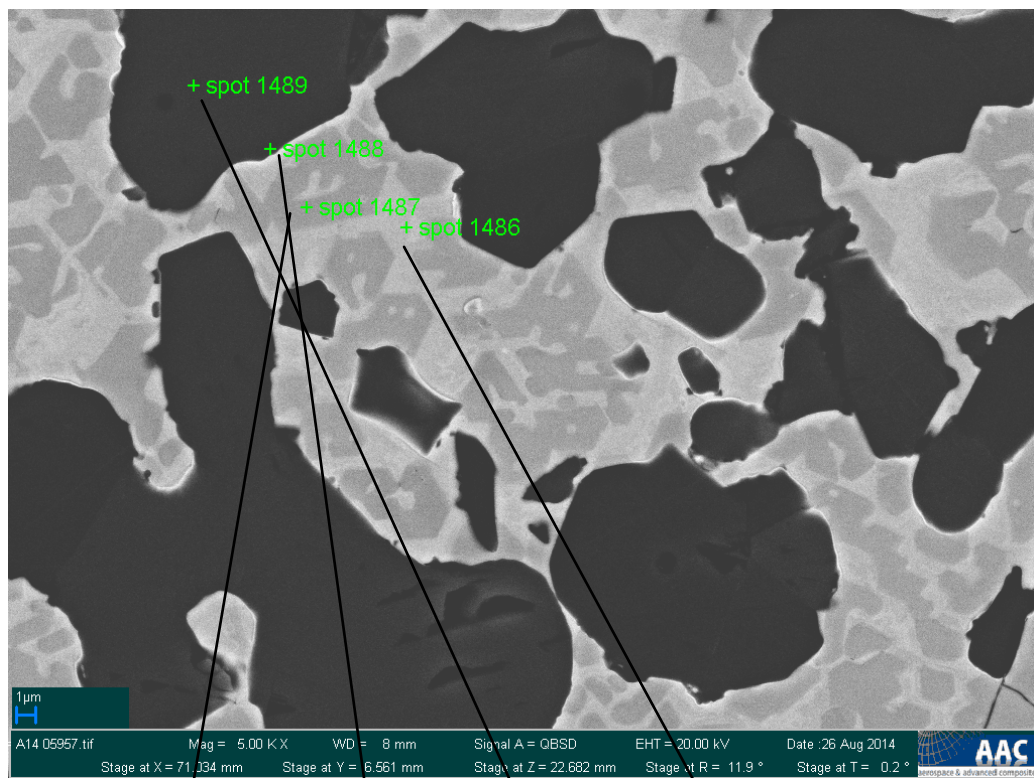


Рисунок 3.22 Распределение легирующих элементов по фазовым составляющим спеченного слоя с 40% карбида титана

При большом увеличении можно также отметить наличие в теле карбидных частиц параллельных трещин, которые могут привести к их растрескиванию при приложении нагрузок.

Строение слоя, полученного с участием 60% карбида титана представляет собой однородную равномерно распределенную смесь двух компонентов – карбидов и матрицы (рисунок 3.23).

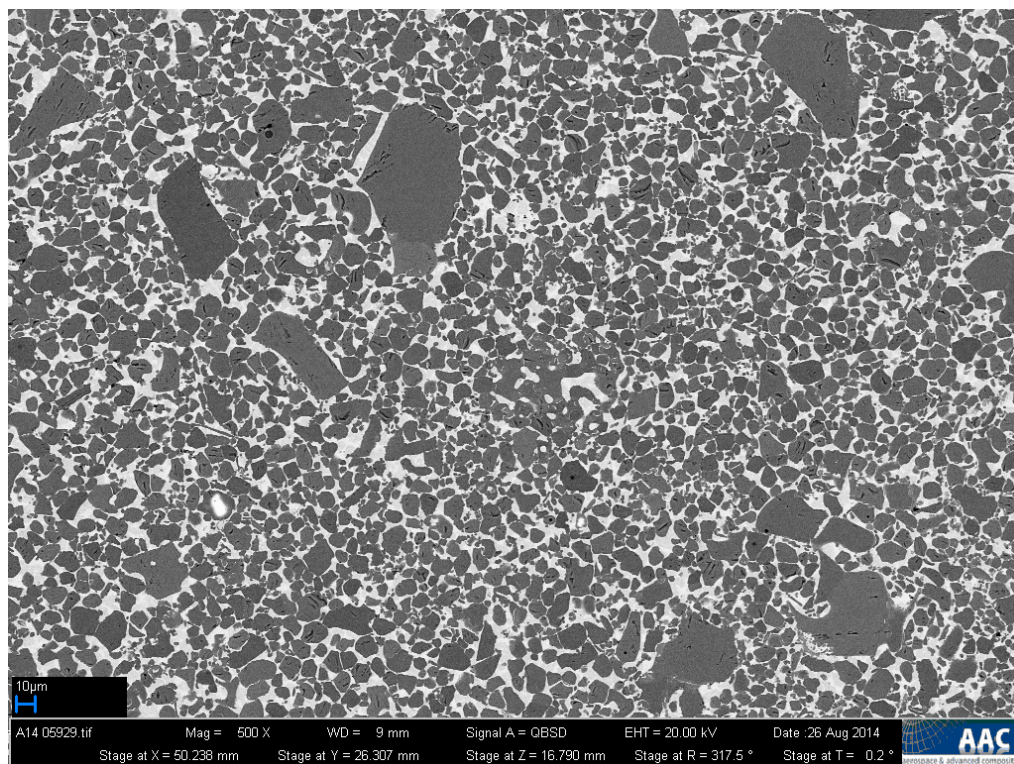


Рисунок 3.23. Строение спеченного слоя с 60% карбида титана

При травлении слой характеризуется мелкодисперсной структурой с плохо различимыми границами между отдельными фазами (рисунок 3.24).

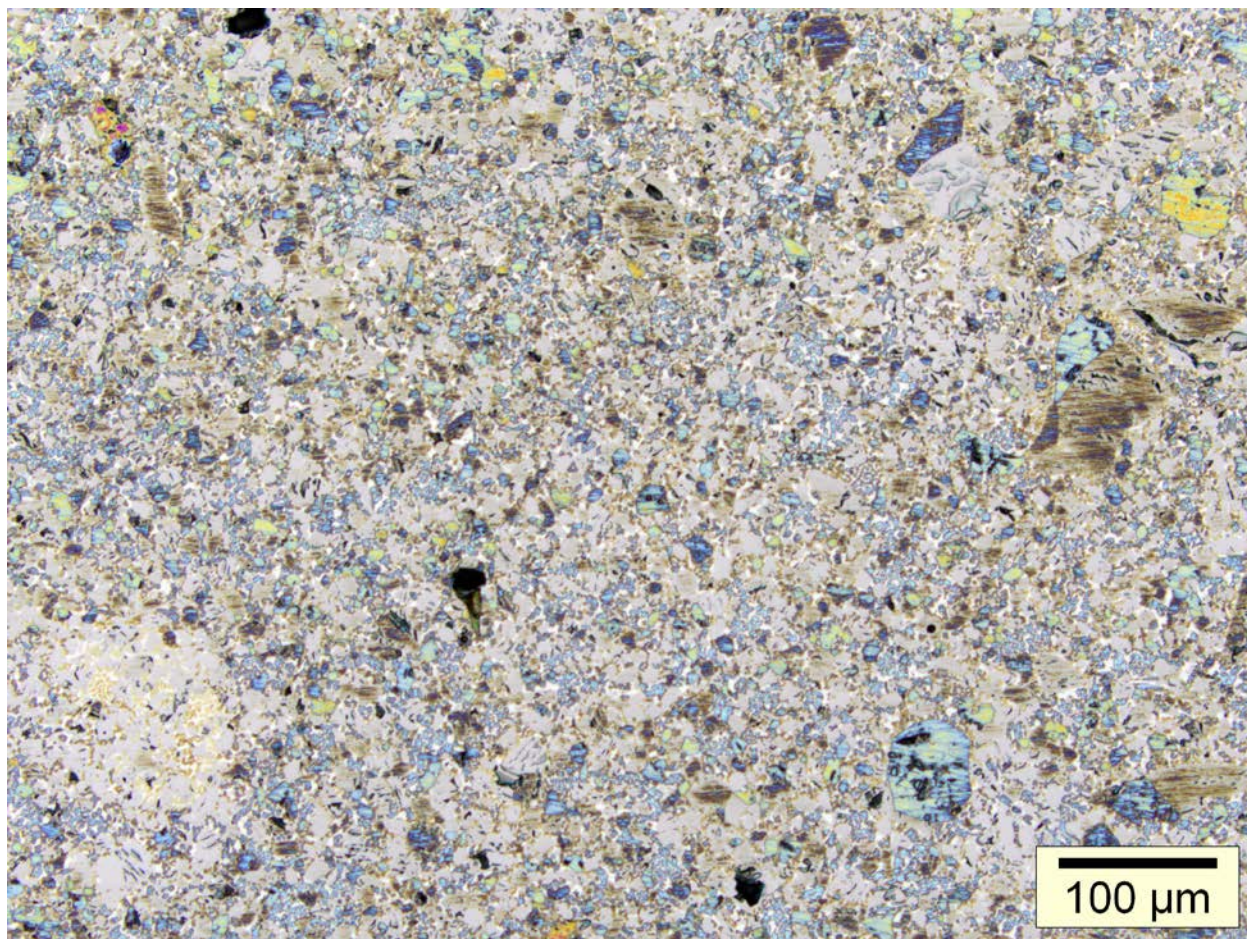


Рисунок 3.24. Микроструктура образца с содержанием карбидов титана по массе 60%

На шлифе на прослеживаются скопления дефектов в виде пор и микронесплавлений.

Анализ распределения химических элементов по составляющим сплава показал, что матрица сплава в темно-серой фазе характеризуется более высоким содержанием хрома, чем более светлая сетка. Содержание титана в фазовых составляющих матрицы сплава более высокое, чем для слоев с меньшей концентрацией карбида титана. При этом, на участках, примыкающих к карбидной частице, концентрация титана выше, чем на более отдаленных участках, что говорит о наличии растворения карбидной фазы (рисунок 3.25).

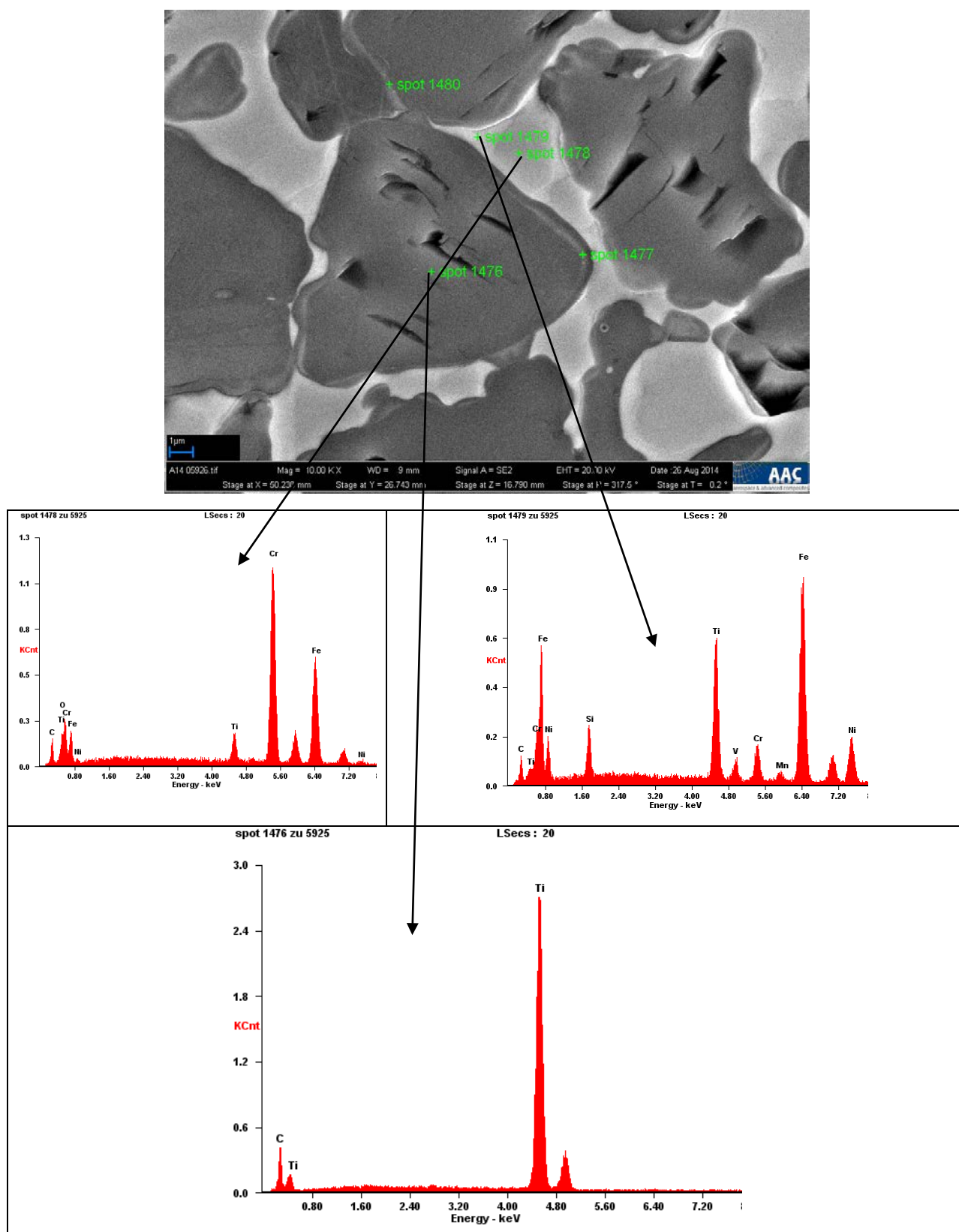


Рисунок 3.25. Распределение легирующих элементов по фазовым составляющим спеченного слоя с 60% карбида титана

В теле зерен TiC , сфотографированных при большом увеличении, наблюдаются параллельно направленные трещины и участки сколов.

Выводы по 3 главе

1. Разработана конструкция приспособления и проведено обоснование режимов электроконтактного спекания, позволяющих формировать износостойкий слой из карбида титана и высоколегированной чугуновой матрицей для рабочей поверхности зубка вооружения опорно-центрирующих устройств.
2. Определен диапазон режимов спекания, обеспечивающий высокую износостойкость рабочего слоя зубка вооружения, который характеризуется диапазоном удельной тепловой мощности от 2000 Дж/мм³ до 2700 Дж/мм³.
3. Методами оптической и растровой электронной микроскопии и методом энергодисперсионного анализа показано, что при использовании рекомендованных режимов спекания наблюдается практически полное отсутствие растворения карбидной фазы в композиционных материалах с 20% TiC, незначительным растворением карбидов в составах с 30 и 40% TiC и более высокое растворение при содержании TiC 60%.

4. Исследование эксплуатационных свойств вооружения опорно-центрирующих устройств с рабочей частью из композиционного материала на основе TiC.

Оценка эксплуатационных свойств вооружения ОЦУ изготовленного из композиционного материала на основе высоколегированного чугуна и карбидов титана проводилась в два этапа – исследование свойств материала методами лабораторного анализа и испытания зубков вооружения в контакте с монолитным абразивом.

4.1. Исследование сопротивления композиционного материала с упрочнением TiC локальному воздействию высокотвердым индентором.

Сопротивление разработанного композиционного материала действию единичного высокотвердого индентора проводилось при вдавливании методом измерения твердости, при перемещении – методом склерометрирования.

Измерение твердости образцов с разным процентным содержанием карбида титана выполнялось по методу Виккерса при нагрузке 98,07 Н. Результаты измерений представлены на рисунке 4.1.

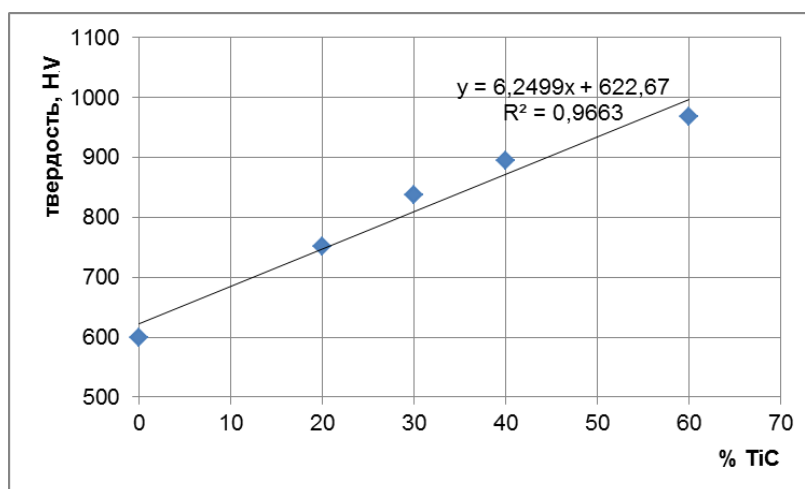
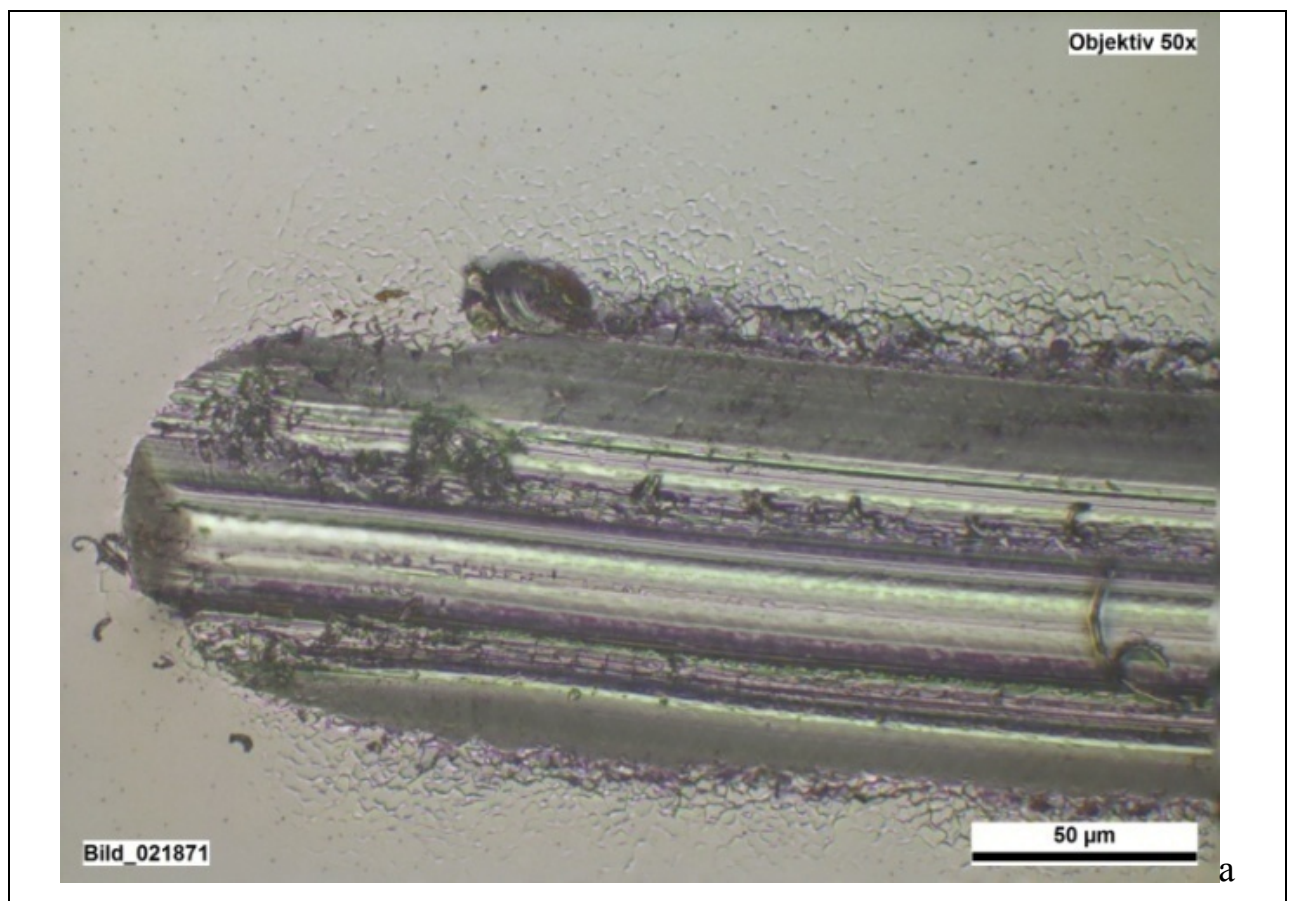
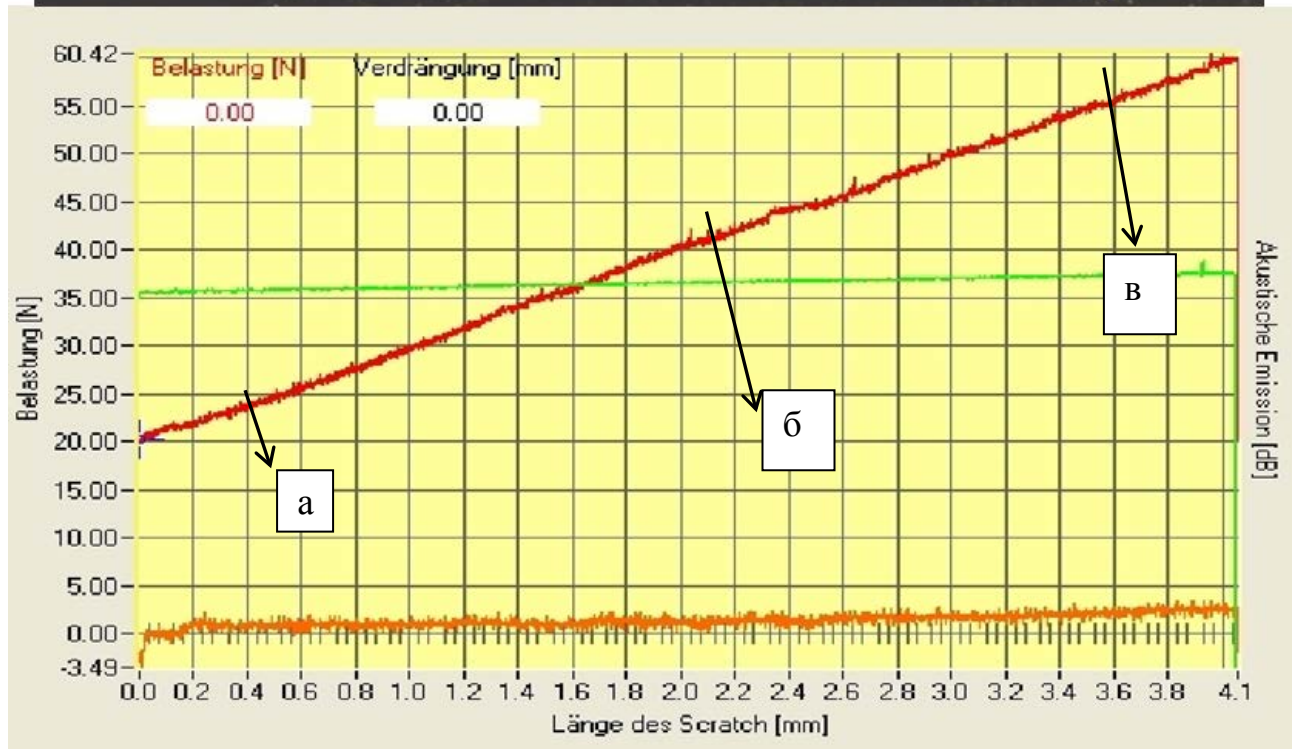
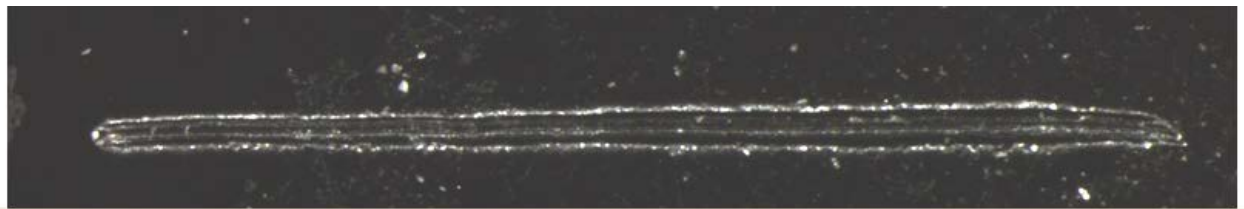


Рисунок 4.1. Изменение твердости спеченных композиционных слоев с разным содержанием карбида титана

С увеличением количества карбида титана твёрдость материалов возрастает практически линейным образом. Увеличение на каждые 10% содержания карбида титана приводит к приросту твердости примерно на 65 единиц HV. После достижения концентрации карбида титана свыше 40% твердость полученного спеченного композиционного материала становится сопоставима с аналогичными показателями твердых сплавов типа T5K12 (HV 10-12 ГПа).

Оценка поведения спеченного слоя в условиях контактного нагружения острым индентором при трении проводилась методом склерометрирования в научно-исследовательском центре Forschungseinrichtungen des Exzellenzzentrums für Tribologie (АС²T, Австрия) в рамках совместных исследовательских работ по проекту XTribologie. Исследования проводились на приборе millennium 1000 при постоянно возрастающей нагрузке при царапании с 20 Н до 60Н. В качестве индентора использовалась алмазная четырехгранная пирамидка, которая перемещалась по поверхности со скоростью 3 мм/мин. Общий путь трения при царапании составил 4 мм.

На рисунке 4.2 представлен график приращения нагрузки испытаний при формировании царапины на образце, состоящем из 100% матрицы сплава (смесь 90% С-27 и 10% ПГ-10Н), а также фотографии поверхности царапины, выполненные методом оптической микроскопии.



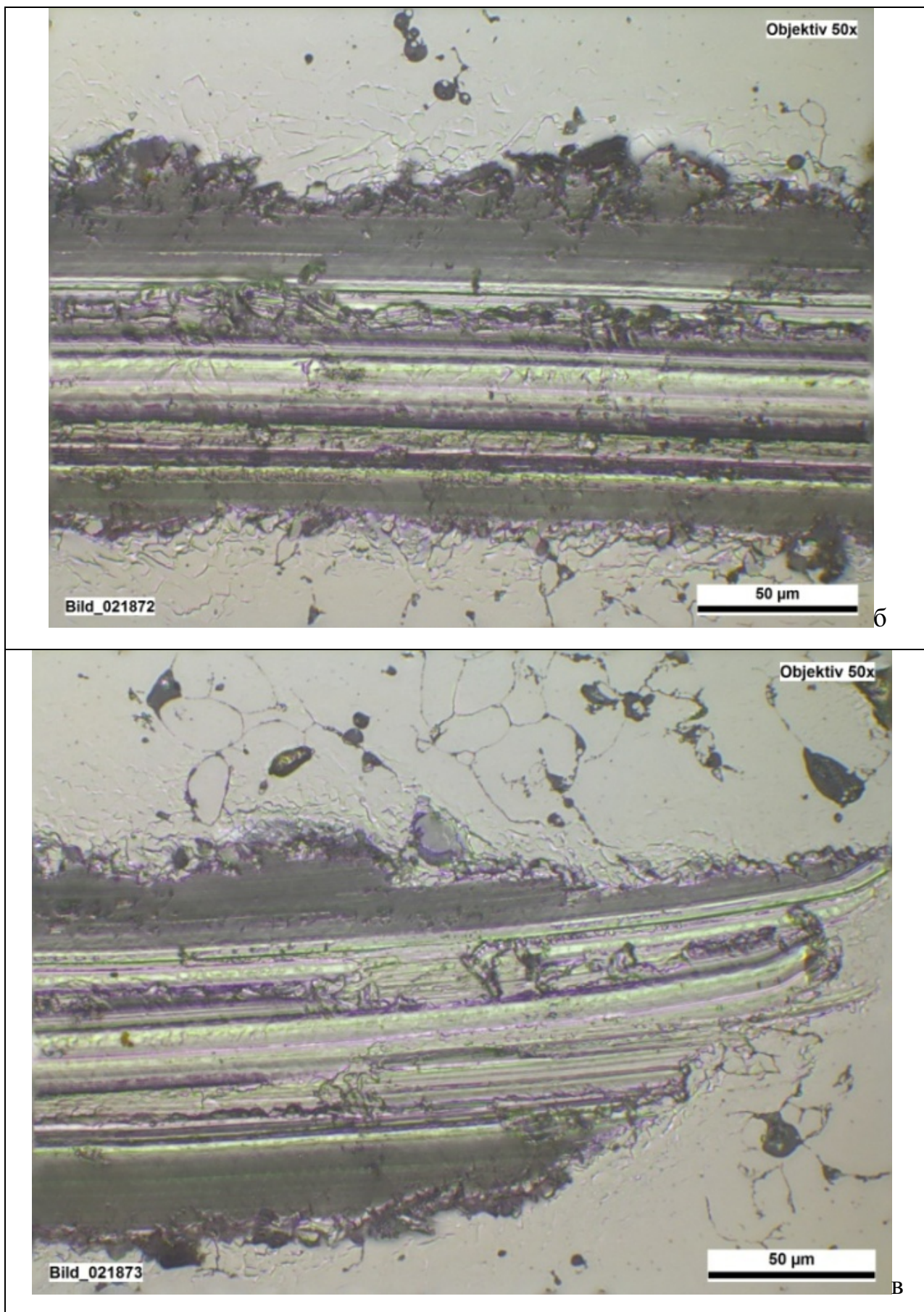


Рисунок 4.2. Фотографии поверхности царапины образца без карбида титана при разных нагрузках

Сопоставление данных графика нарастания нормальной нагрузки (красная линия) с графиком изменения силы трения показывает наличие практически линейной зависимости во всем исследованном диапазоне. Анализ состояния поверхностей царапина при всех использованных нагрузках показывает наличие удовлетворительной передеформации матрицы сплава. На поверхности скольжения при всем диапазоне использованных нагрузок отсутствуют трещины и выкрашивания материала, а также следы вырывов материала, возникающие при развитии процесса схватывания. Фотография поверхности царапины, выполненная методом растровой электронной микроскопии также подтверждает отсутствие хрупкого разрушения (рисунок 4.3).

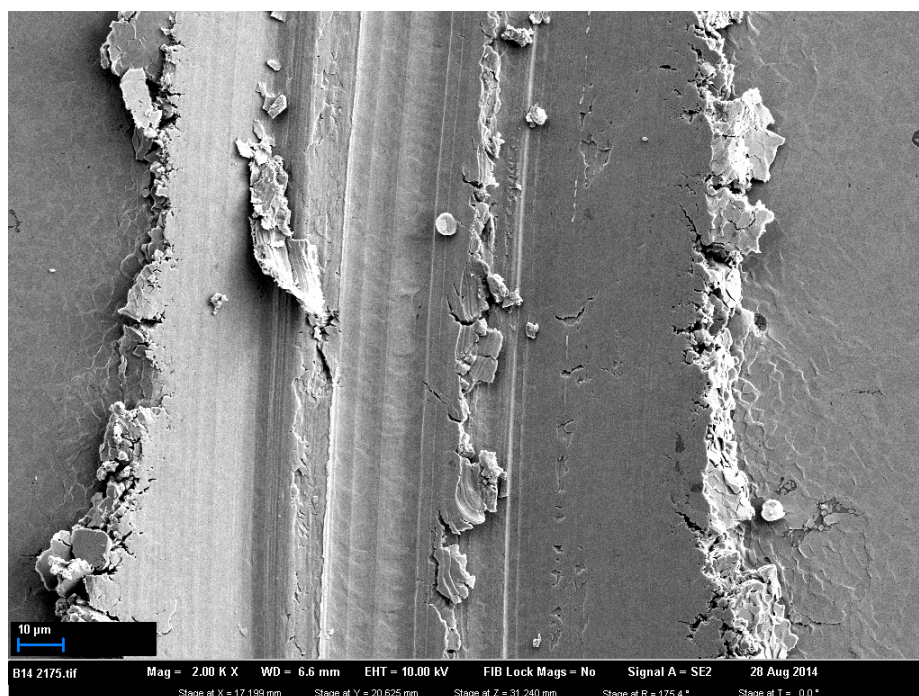
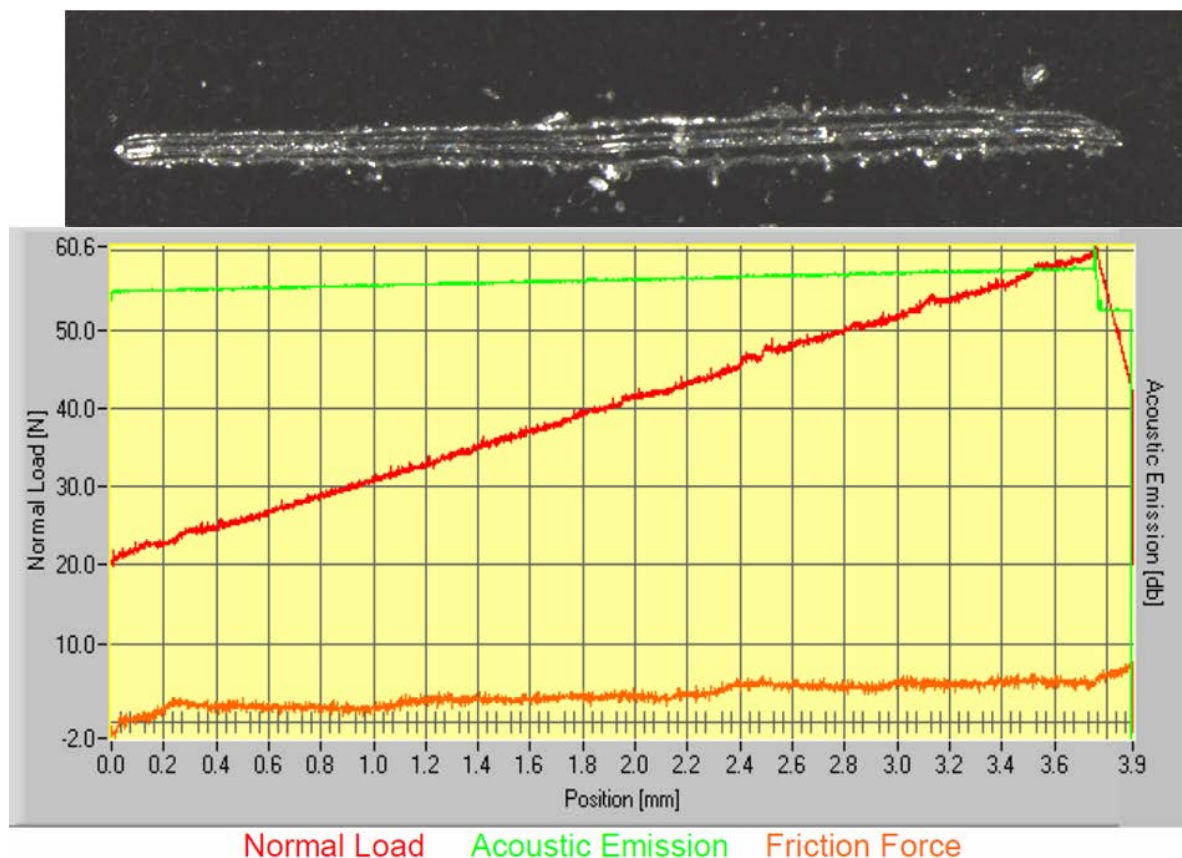


Рисунок 4.3. Фотография поверхности царапины образца без карбида титана, выполненная методом электронной микроскопии

Исследование образцов с 20% карбида титана показало, что реакция материала на внедрение индентора с постоянно возрастающим усилием и его перемещение по поверхности носит ступенчатый характер (рисунок 4.4a). В диапазоне нагрузок от 20 до 30 Н сила трения практически не изменяется, что говорит о наличии запаса прочности материала к разрушающему

действию индентора в этом диапазоне. При значениях нормальной нагрузки 30-35 Н происходит скачкообразное увеличение силы трения, которая начинает постепенно расти линейным образом до достижения нагрузки 42-45 Н. При этом на боковых поверхностях царапины начинают образовываться трещины (рисунок 4.4б).



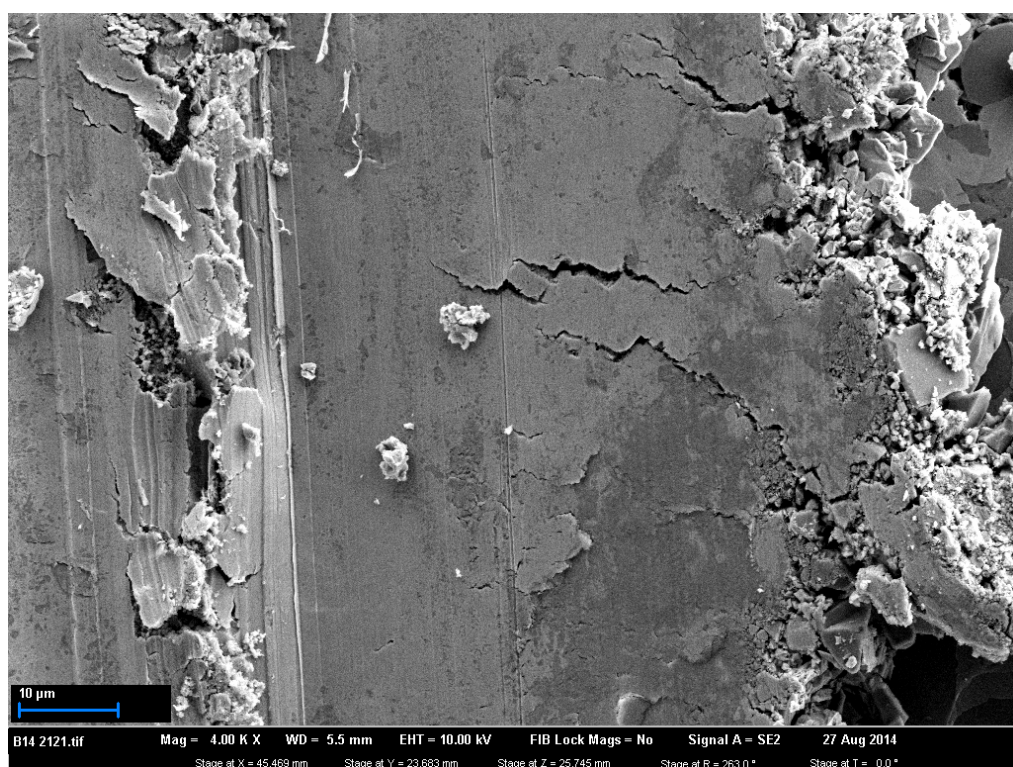
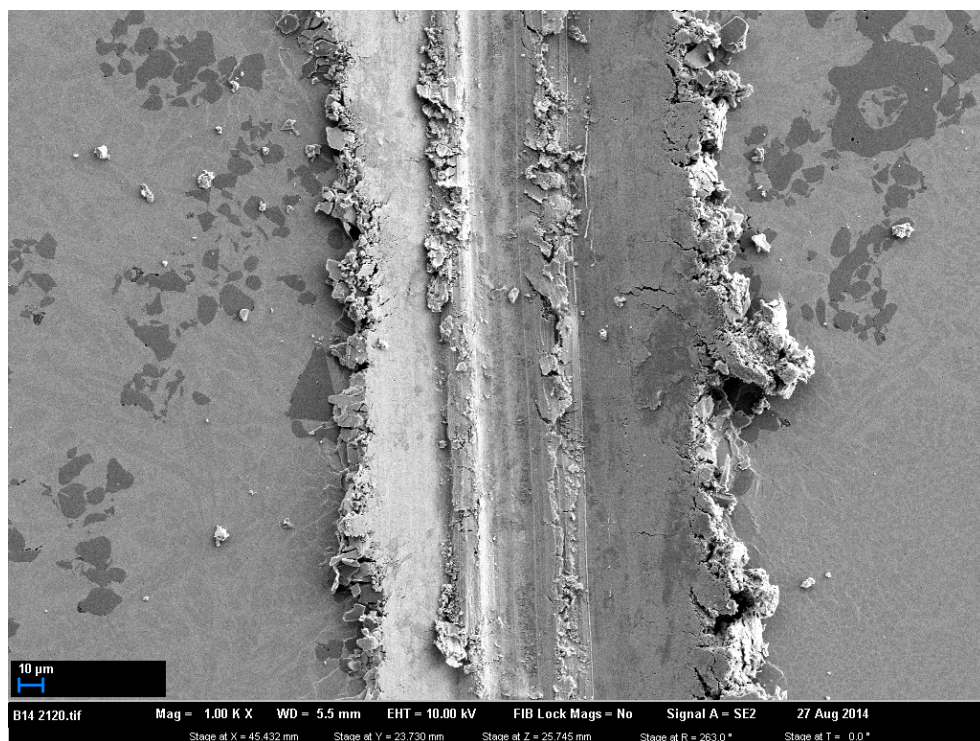


Рисунок 4.4. Фотографии поверхности царапины образца с 20% карбида титана при разных нагрузках

Следует отметить, что в зоне максимального нагружения на дне царапины зарождения трещин не происходит, а охрупчивание композиционного материала наблюдается на уже передеформированном материале отвалов

трещины.

Увеличение содержания карбида титана до 30% приводит к существенному уменьшению глубины царапины. Величина силы трения остается практически неизменной на все диапазоне увеличения нормальной нагрузки (рисунок 4.5).

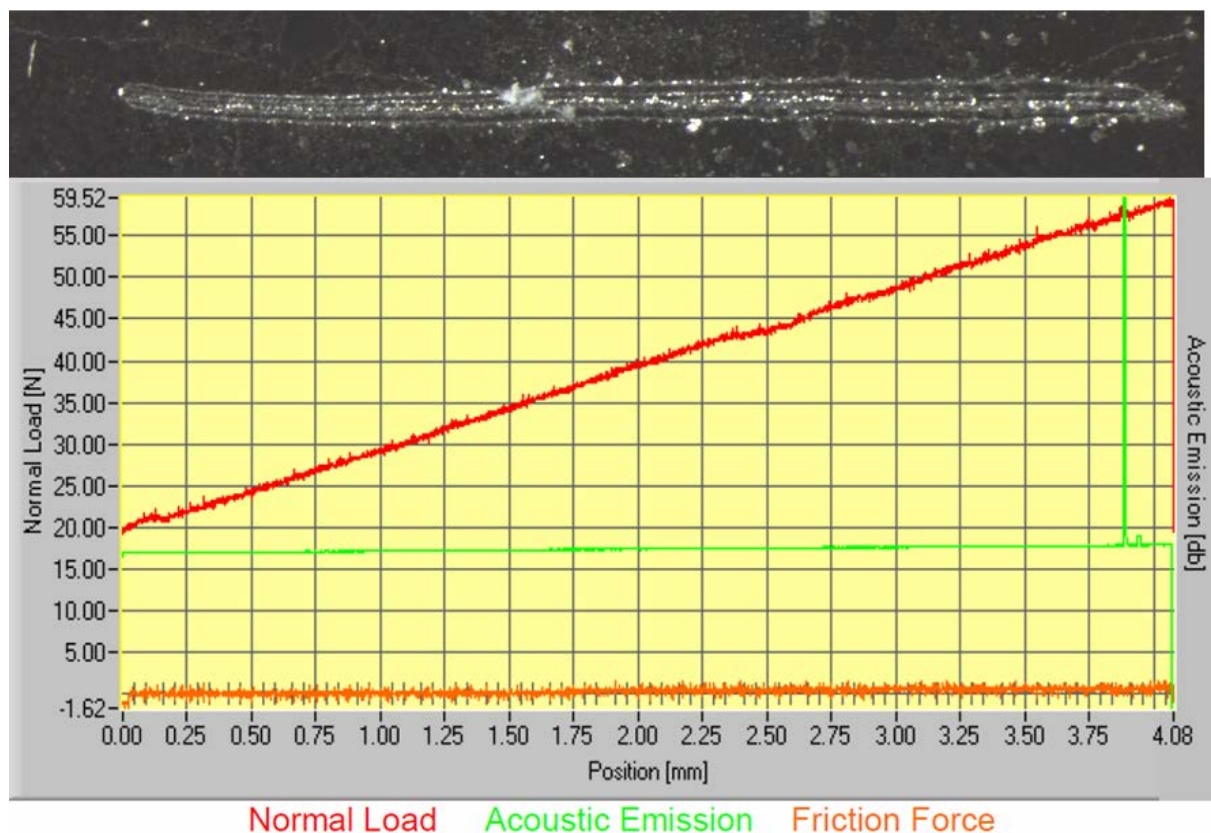


Рисунок 4.5. График склерометрирования образца с 30% карбида титана

Поверхность царапины гладкая, без следов выкрашивания и отслаивания материала. Фотографии поверхности царапины, снятые при большом увеличении с помощью электронного микроскопа показали, что дно царапины формируется в результате пластического течения материала и не имеет следов хрупкого выкрашивания. Частицы износа в виде тонких пластин передеформированного материала образуются только по краям зон царапания (рисунок 4.6).

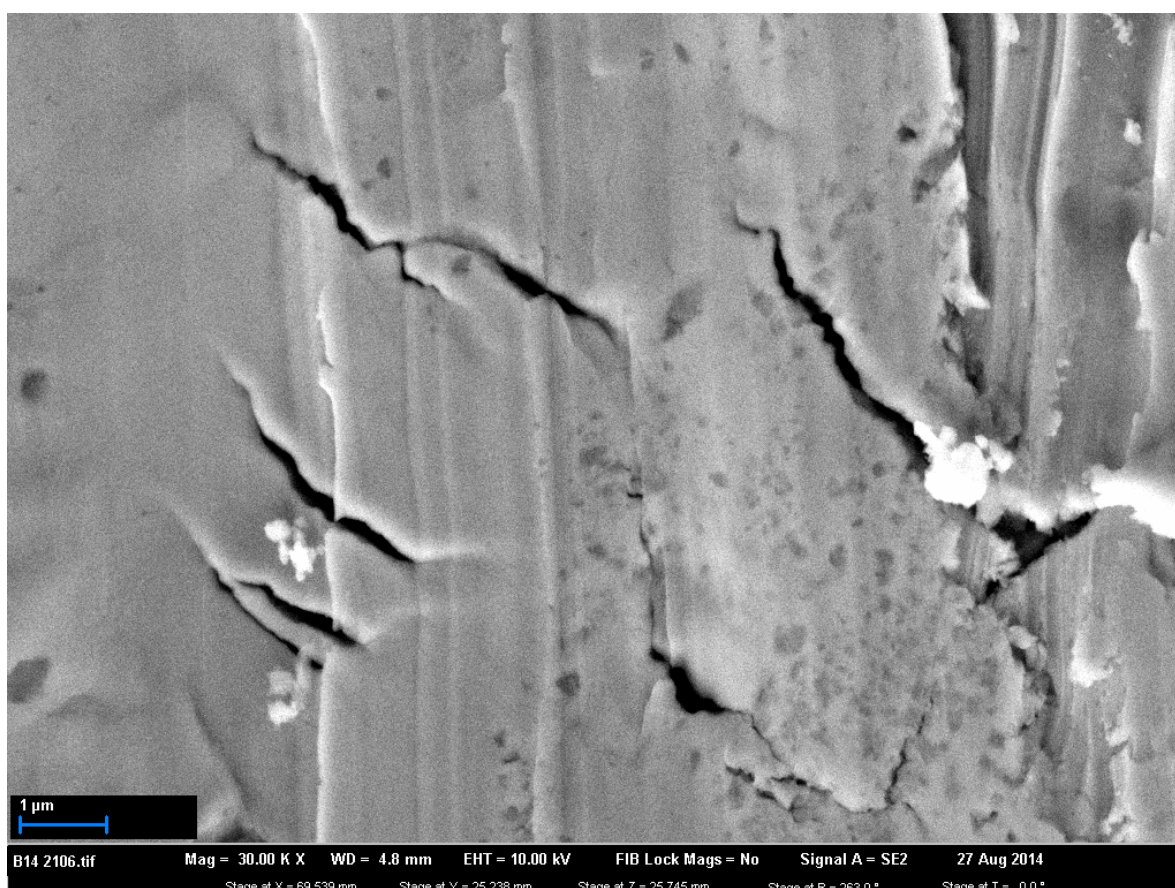
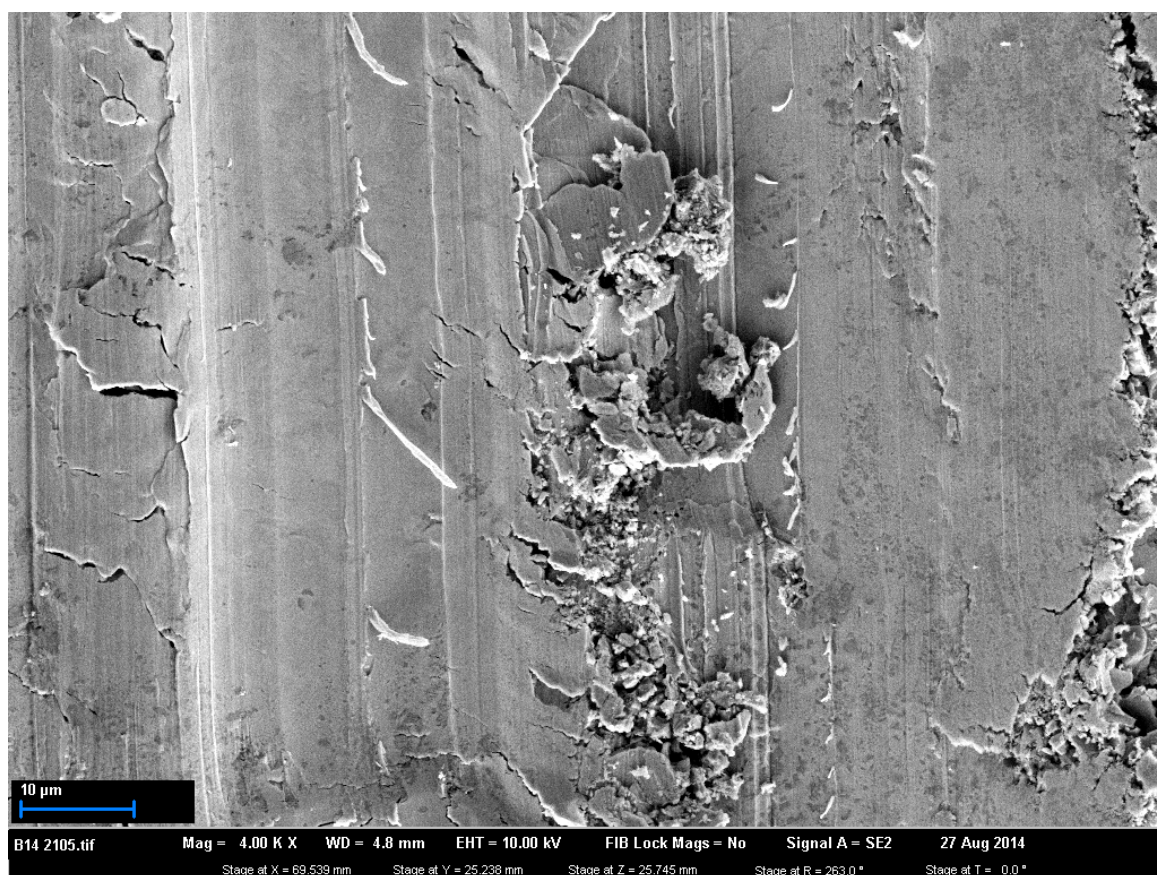


Рисунок 4.6. Фотографии поверхности царапины, выполненные методом электронной микроскопии на образце с 30% карбида титана

При нагрузке 35 Н наблюдается местное выкрашивание поверхности образца из-за выхода в зону царапания трещины, зародившейся вне зоны нагружения (рисунок 4.7а).

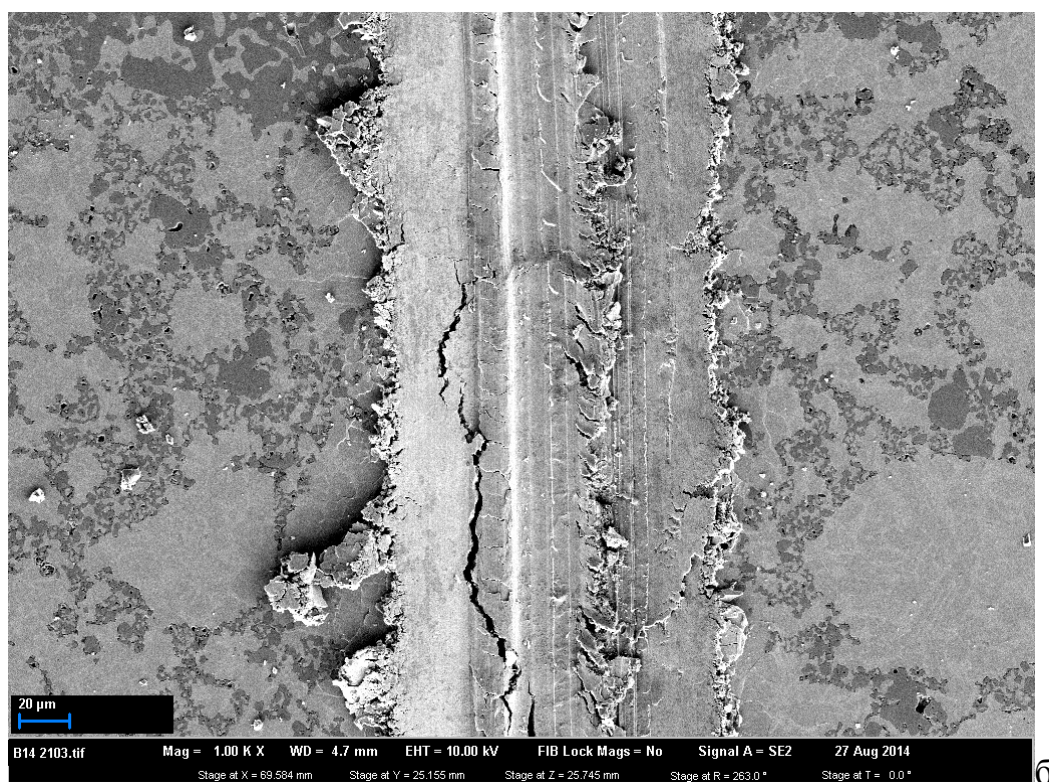
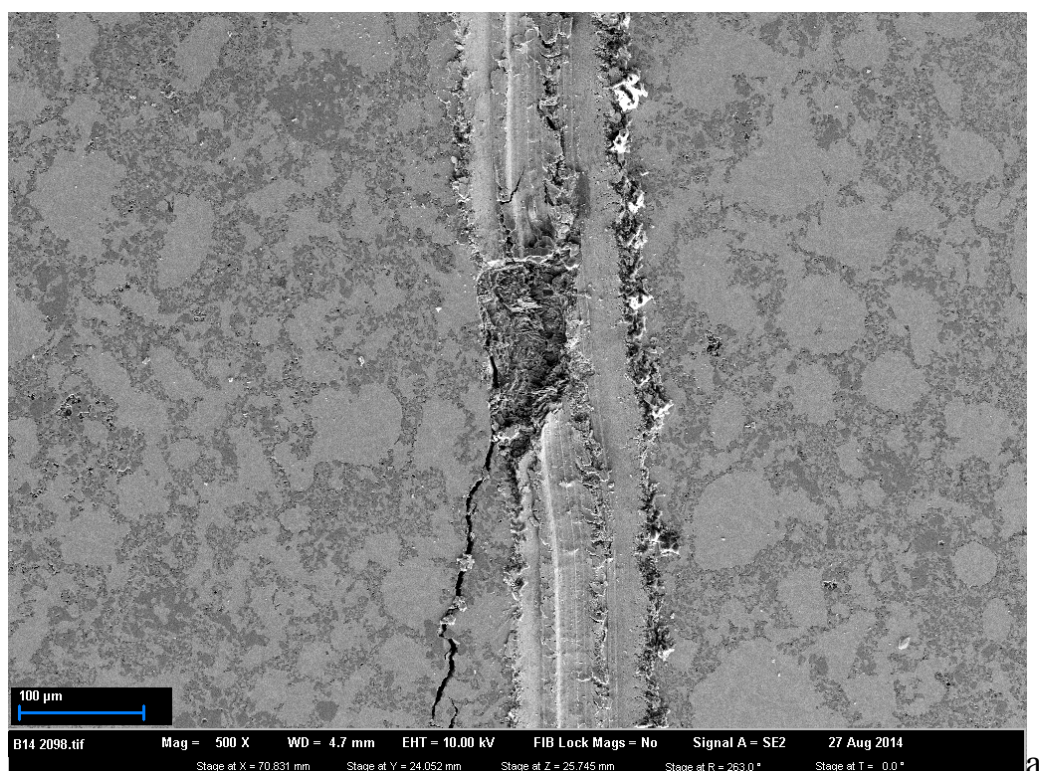


Рисунок 4.7. Фотографии поверхности царапины образца с 30% карбида титана при нагрузке 35 Н

Дальнейшее продвижение индентора с постепенным нарастанием нагрузки до 45 Н сопровождалось остановкой трещины (рисунок 4.7б), что позволяет предположить отсутствие дополнительного охрупчивания материала при увеличении содержания карбида титана до 40% характеризуется наличием двухстадийного нарастания силы трения (рисунок 4.8). На первом этапе при нагрузках до 30 Н сила трения минимальна и не имеет тенденции к росту. В диапазоне нагрузок 30-35 Н происходит скачкообразное увеличение силы трения с последующим медленным нарастанием ее величины.

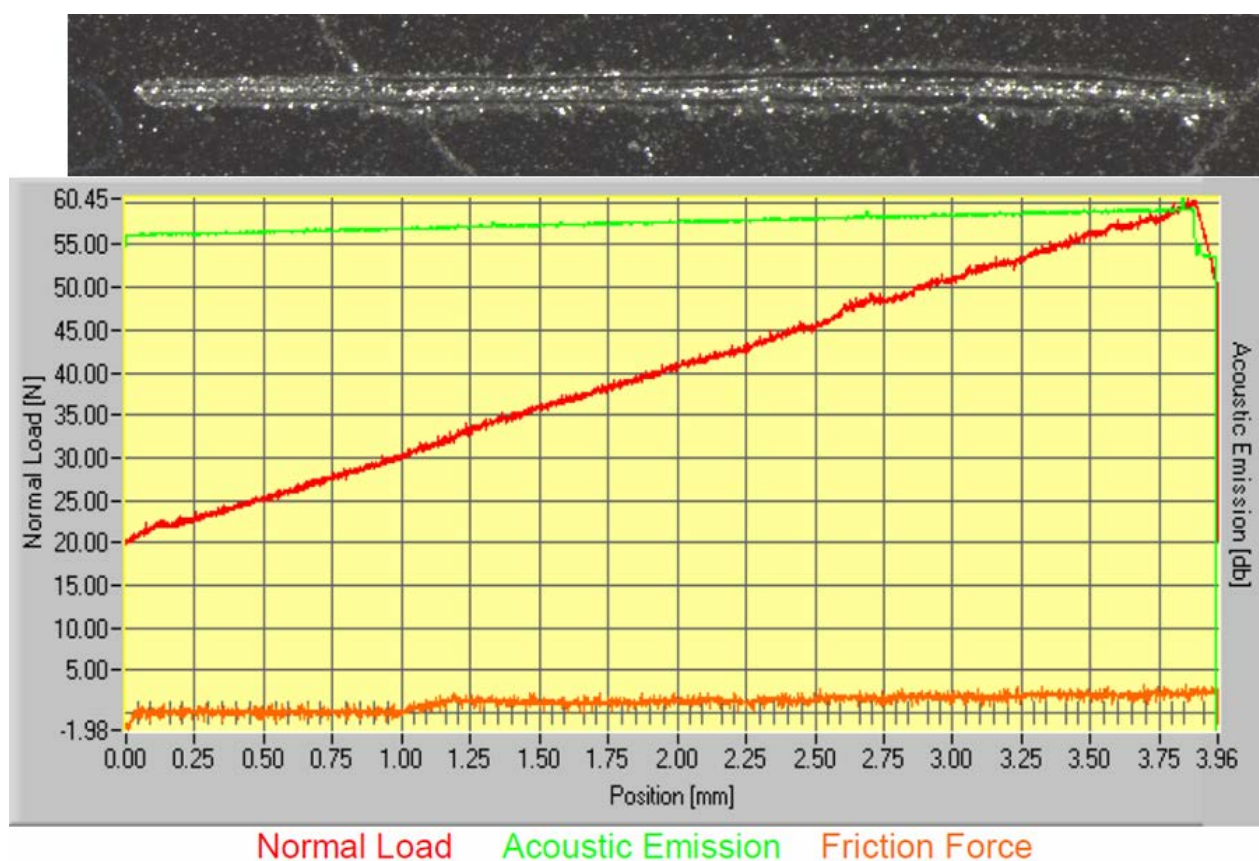


Рисунок 4.8. График склерометрирования образца с 40% карбида титана

Поверхность царапины в центральной ее части на всем исследованном диапазоне нагрузок не имеет следов растрескивания. Процесс разрушения материала сопровождается выкрашиванием уже передеформированного материала, который отслаивается в виде пластинок лепестковой формы (рисунок 4.9).

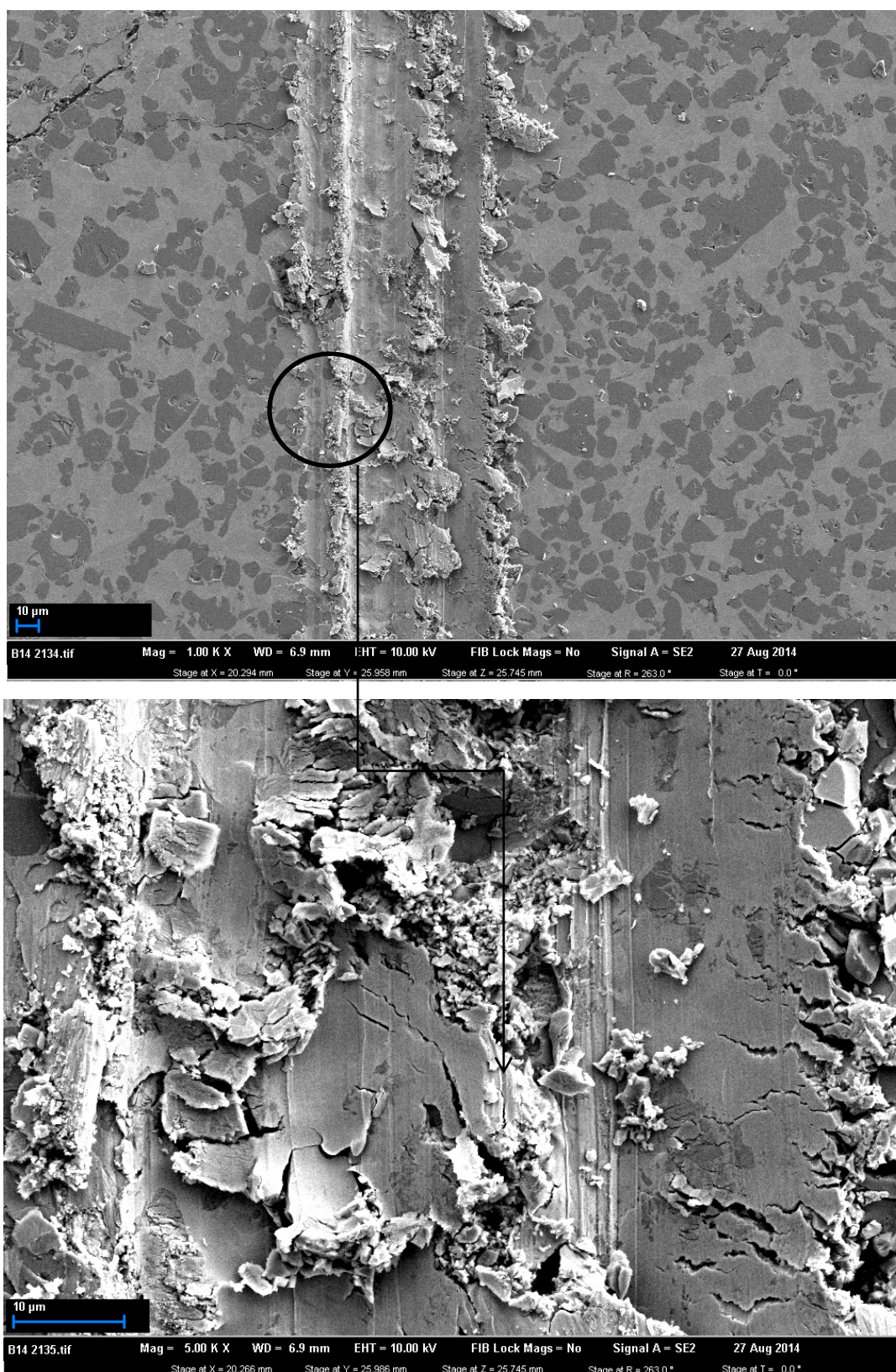


Рисунок 4.9. Фотографии поверхности царапины образца с 40% карбида титана при нагрузке до 30 Н

При нагрузке свыше 30 Н процесс разрушения придонной части царапины начинает сопровождаться выкрашиванием глубинных слоев

материала, попавших в зону действия индентора (рисунок 4.10).

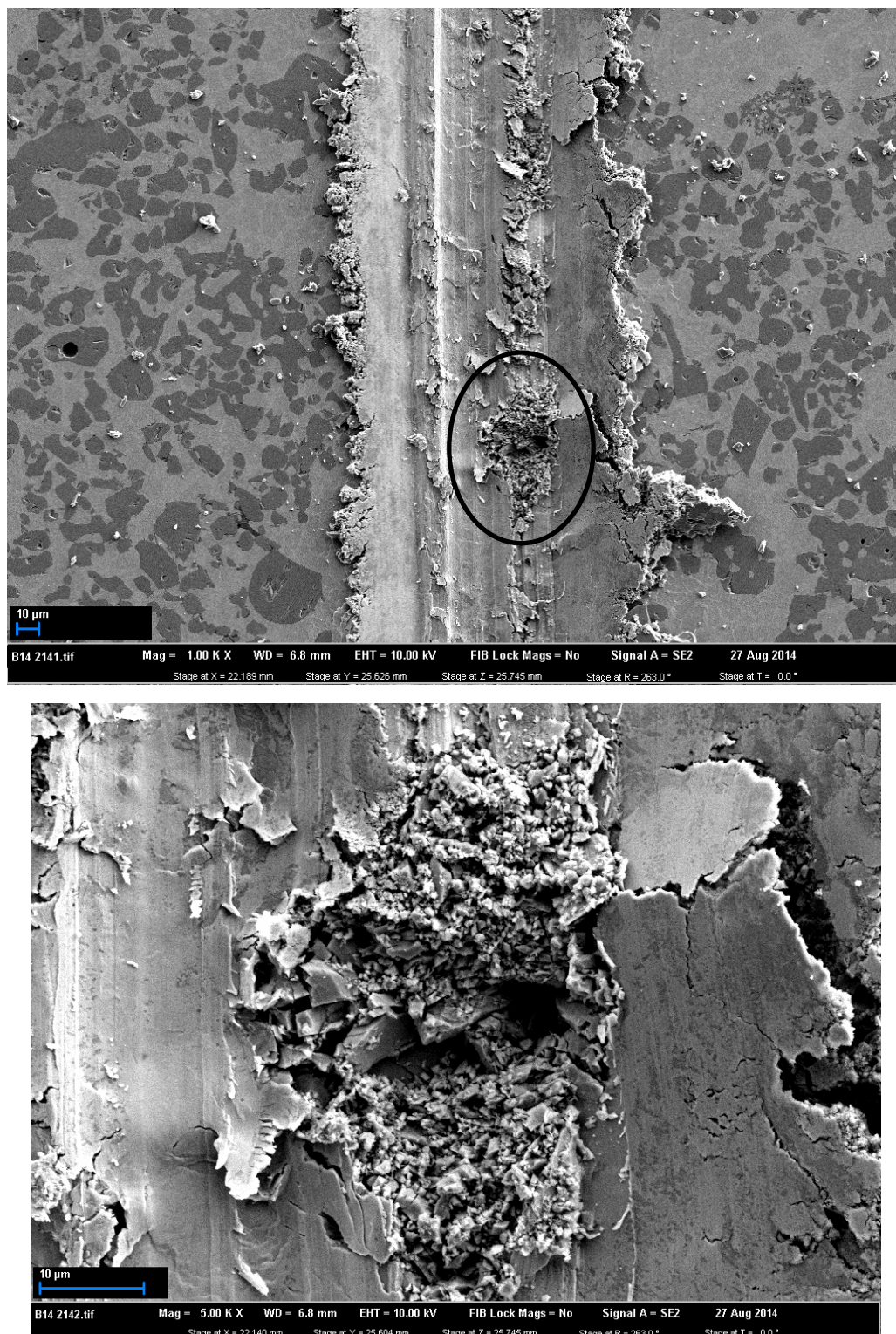


Рисунок 4.10. Фотографии поверхности царапины образца с 40% карбида титана при нагрузке 45-50 Н

На образце, полученном из композиционного материала с 60% карбида титана, при воздействии индентора деформируются только тонкие

поверхностные слои. Сила трения монотонно возрастает на всем диапазоне приложенных нагрузок (рисунок 4.11).

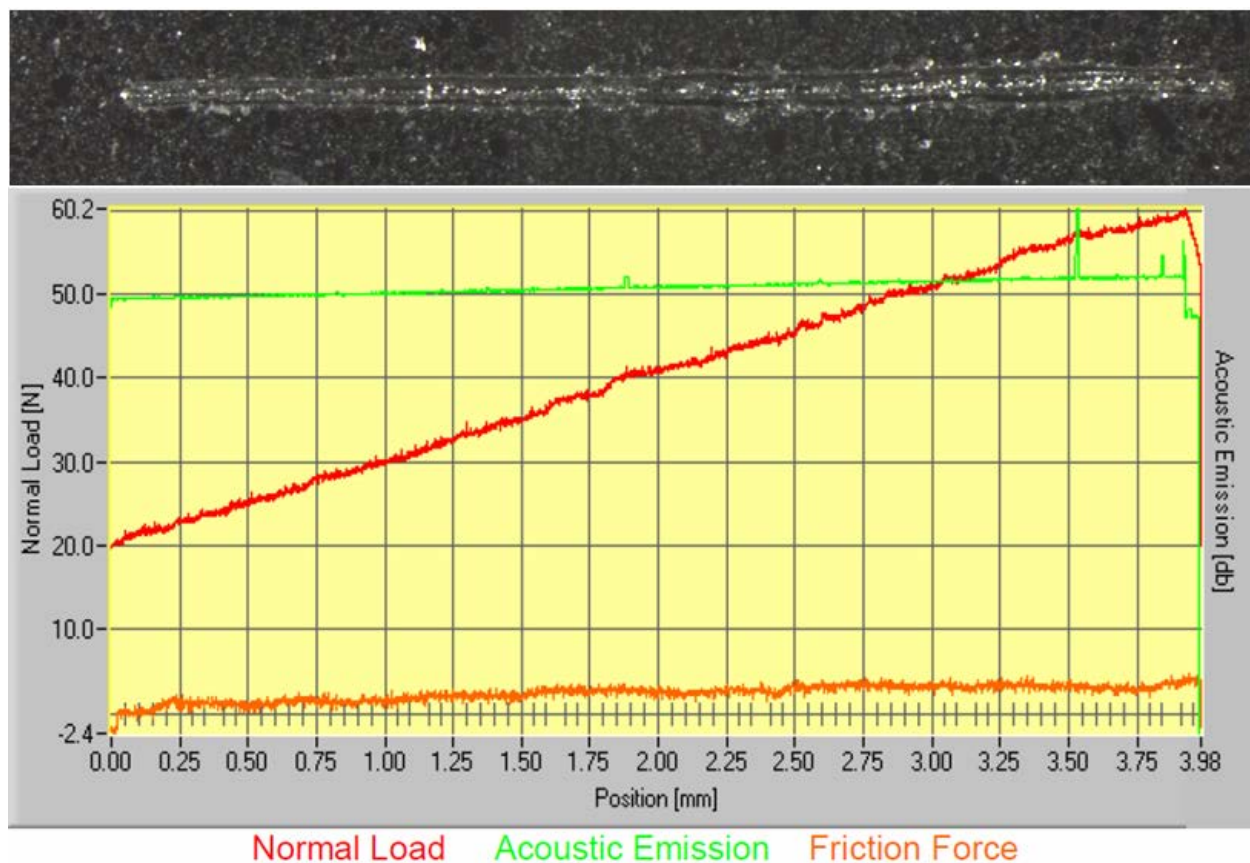
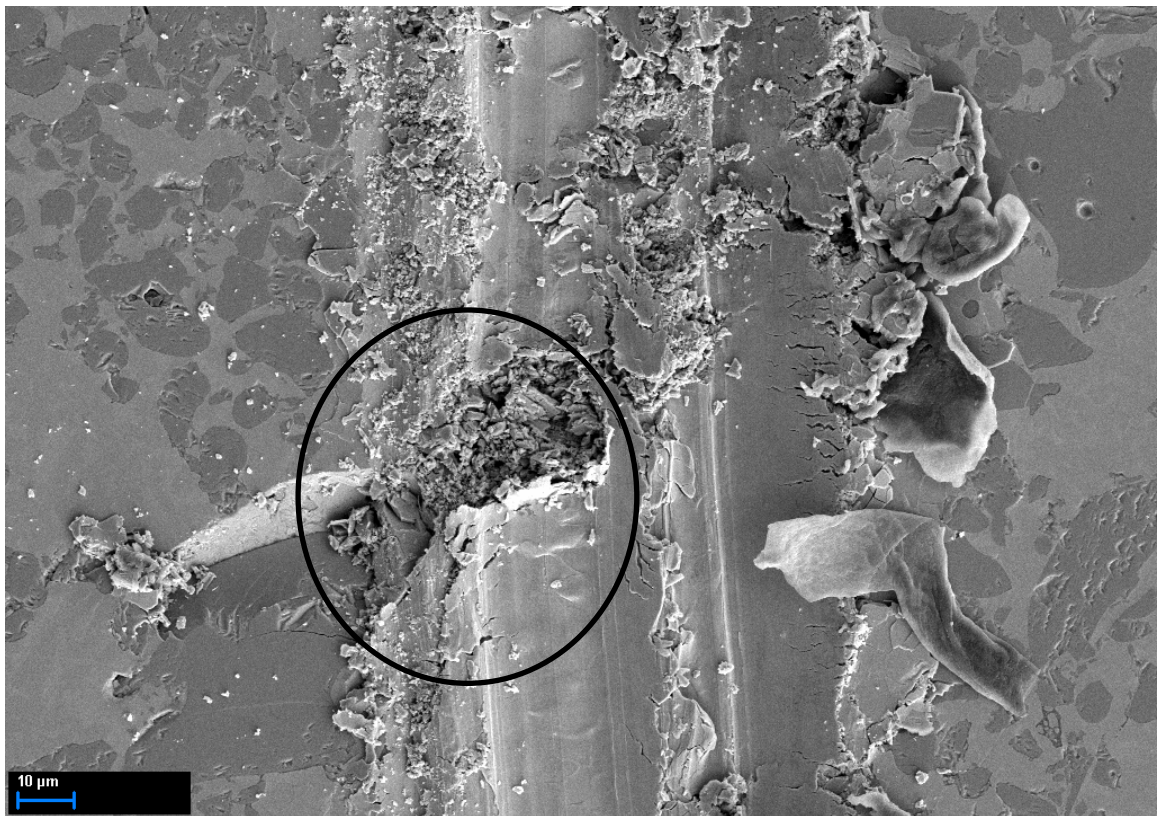
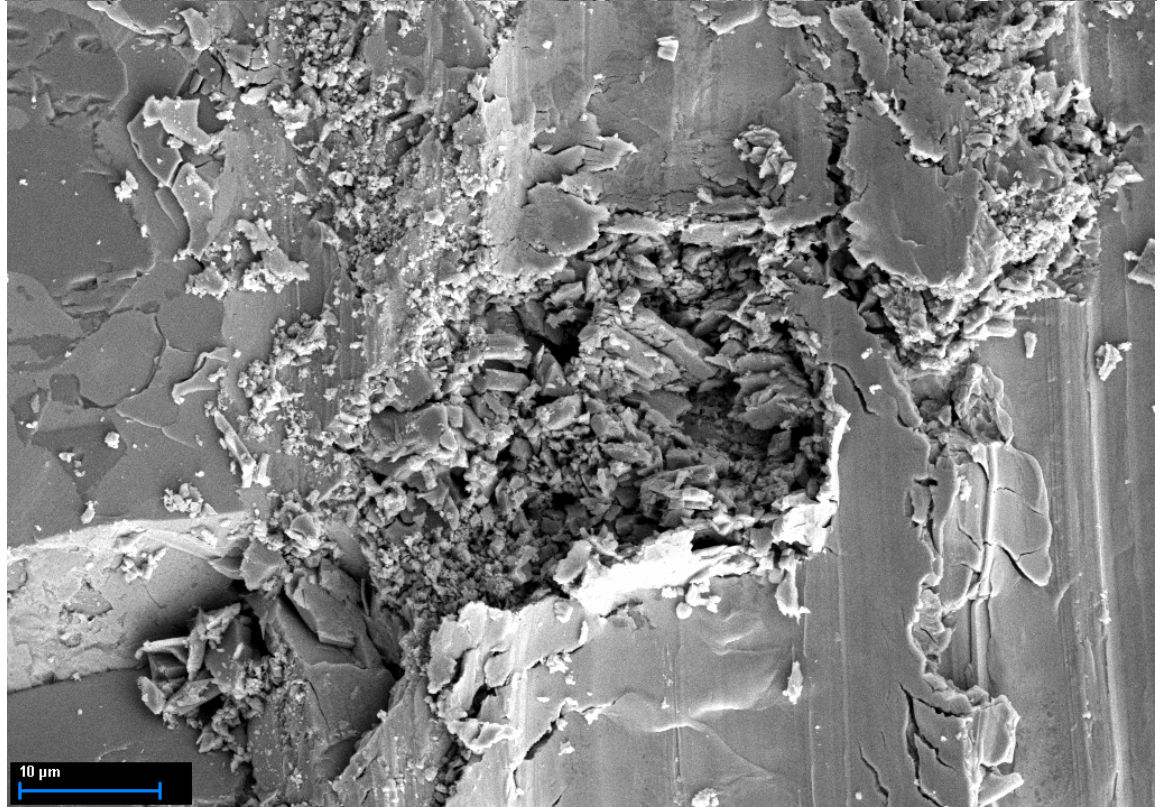


Рисунок 4.11. График склерометрирования образца с 60% карбида титана

Глубина внедрения индентора незначительная. Разрушение поверхности развивается по хрупкому механизму с отслоением частиц износа в виде тонких пластин по краям царапины и локальных зон выкрашивания, появляющихся случайным образом (рисунок 4.12).



B14 2156.tif Mag = 2.00 K X WD = 11.0 mm EHT = 10.00 kV FIB Lock Mags = No Signal A = SE2 27 Aug 2014
 Stage at X = 21.702 mm Stage at Y = 59.971 mm Stage at Z = 25.745 mm Stage at R = 263.0 ° Stage at T = 0.0 °



B14 2157.tif Mag = 5.00 K X WD = 10.9 mm EHT = 10.00 kV FIB Lock Mags = No Signal A = SE2 27 Aug 2014
 Stage at X = 21.702 mm Stage at Y = 59.971 mm Stage at Z = 25.745 mm Stage at R = 263.0 ° Stage at T = 0.0 °

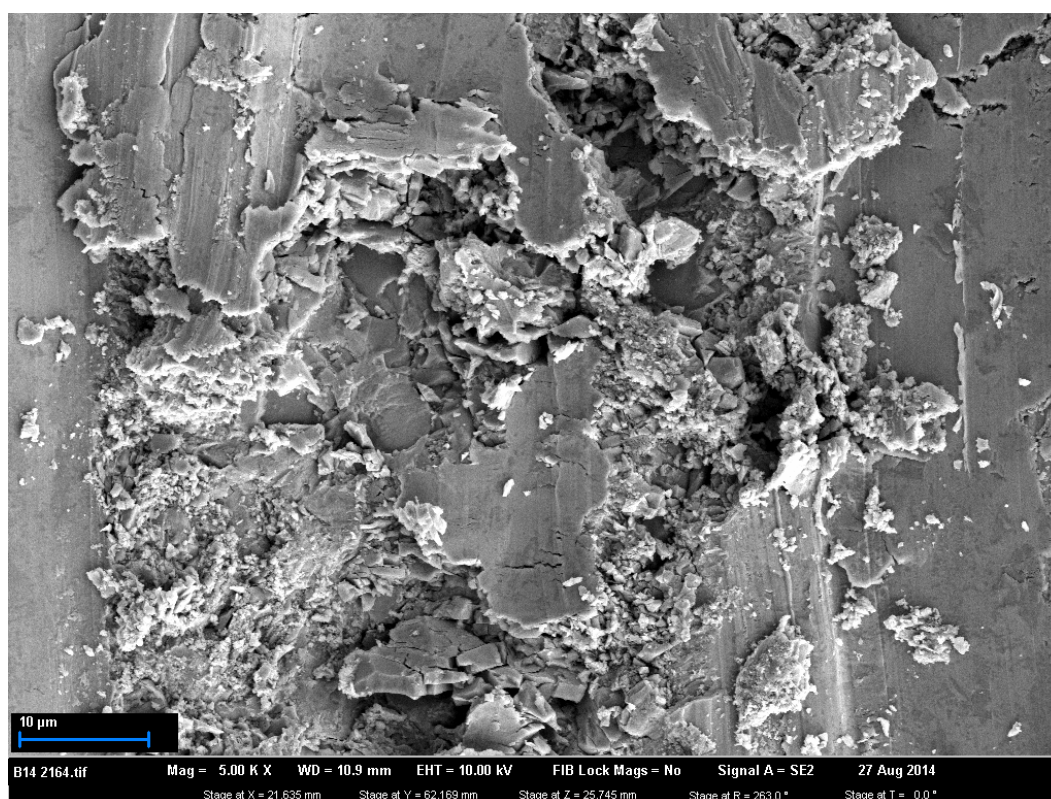
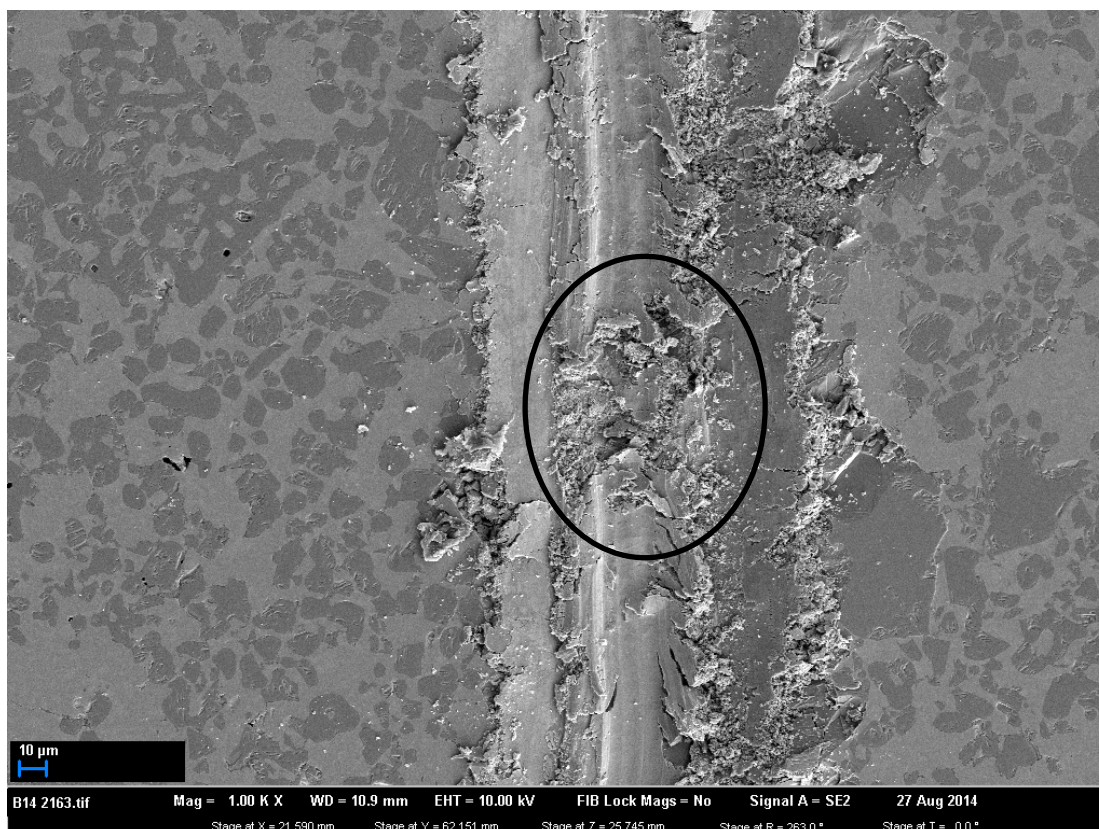


Рисунок 4.12. Фотографии поверхности царапины образца с640% карбида титана при нагрузке свыше 30 Н

Анализ значений силы трения, полученных при склерометрировании, показывает, что минимальные ее значения характерны для образцов с содержанием карбида титана 30 и 40% (рисунок 4.13).

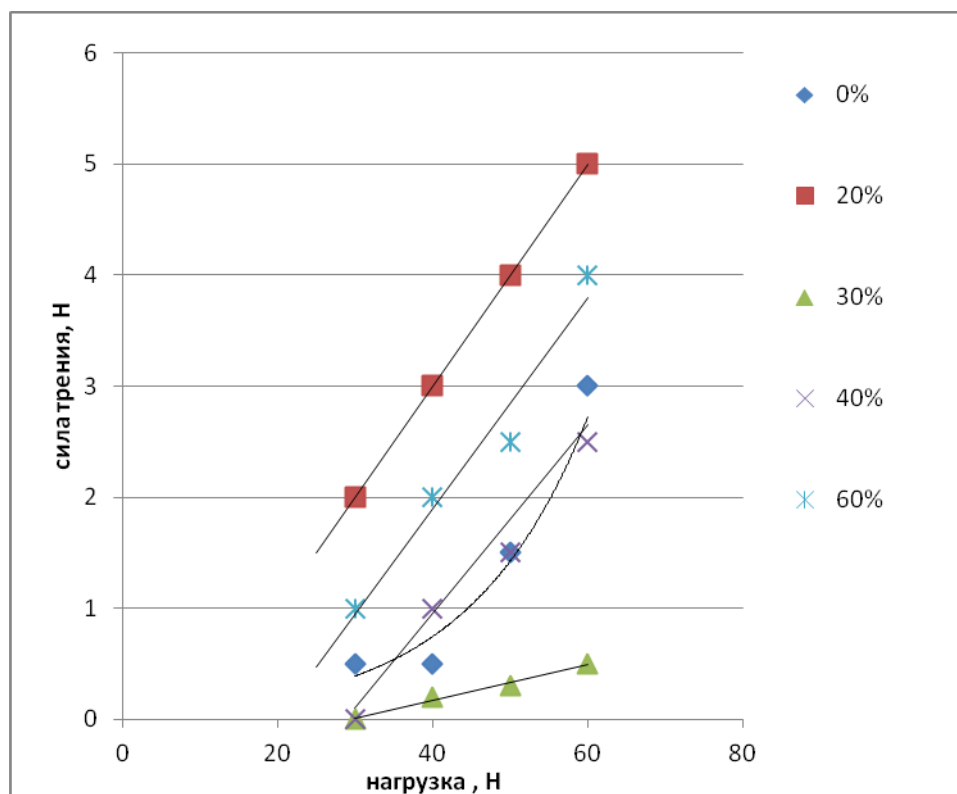


Рисунок 4.13. Графики изменения силы трения при склерометрировании образцов в диапазоне нормальных нагрузок 20 - 60 Н.

При этом следует отметить, что введение карбида титана в состав чугуновой матрицы приводит к нелинейному влиянию на фрикционные параметры композиционного материала. TiC в количестве 20% приводит к резкому возрастанию силы трения, затем при 30-40% TiC следует ее снижение, с последующим ростом при 60% TiC. На основе полученных результатов были определены значения коэффициентов трения, представленные в таблице 4.1.

Таблица 4.1. Значения коэффициентов трения композиционного материала с разным количеством TiC при скольжении алмазного индентора

Нагрузка, Н	Содержание карбида титана, %				
	0	20	30	40	60
30	0,017	0,067	0,000	0,000	0,033
40	0,013	0,075	0,005	0,025	0,050
50	0,030	0,080	0,006	0,030	0,050
60	0,050	0,083	0,008	0,042	0,067

Таким образом, проведенные исследования показали, что:

- значения твердости композиционного материала изменяются в зависимости от содержания карбида титана линейным образом с приростом твердости примерно на 65 единиц HV при увеличении TiC на каждые 10%;
- увеличение твердости композиционного материала связано с значениями силы трения нелинейным образом и при содержании TiC в композиционном материале в количестве 30% характеризуется снижением коэффициента трения до 0,005 в диапазоне нормальной нагрузки от 20 до 60Н;
- разрушение поверхности композиционных материалов с упрочнением карбидом титана носит характер пластической деформации с формированием слабо выраженных отвалов по границам царапины. Продукты разрушения преимущественно имеют вид тонких пластин, отслаивающихся параллельно поверхности царапины.

4.2. Испытания зубков вооружения с рабочей частью из композиционного материала на основе TiC в условиях абразивного изнашивания

Традиционно рабочая часть поверхности лопастей опорно-центрирующих устройств по их наружному диаметру армируются твердосплавными зубками с плоской наружной поверхностью или наплавляются зерновым твердым сплавом (рисунок 4.14).



Рисунок 4.14 Примеры вооружения ОЦУ

Основные требования к вооружению калибраторов, определяющие их эксплуатационные характеристики, заключаются в следующем:

- износостойкость и длительная работоспособность в условиях трения скольжения,
- разрушение горных пород стенки скважины при контакте,
- минимальные потери на трение при контакте со стволом скважины,
- отсутствие склонности к засаливанию и прирабатыванию с потерей разрушающих свойств.

Для проведения сравнительной оценки указанных эксплуатационных характеристик зубков с разным типом упрочняющего слоя был разработан комплекс исследований, состоящий из нескольких этапов:

- на 1 этапе определялся вклад теплового и механического факторов в процесс трения при контакте с породой,
- на 2 этапе исследовались износостойкие свойства опытных композиционных материалов с упрочнением карбидом титана в условиях трения скольжения по абразиву в присутствии бурового раствора и без него.

Для оценки полученных результатов проводилось сопоставительные исследования применяемых в настоящее время материалов рабочей части

вооружения калибраторов.

Испытания зубков проводились на экспериментальной установке трения по монолитному абразиву под действием статической прижимной нагрузки. Внешний вид установки представлен на рисунке 4.15.

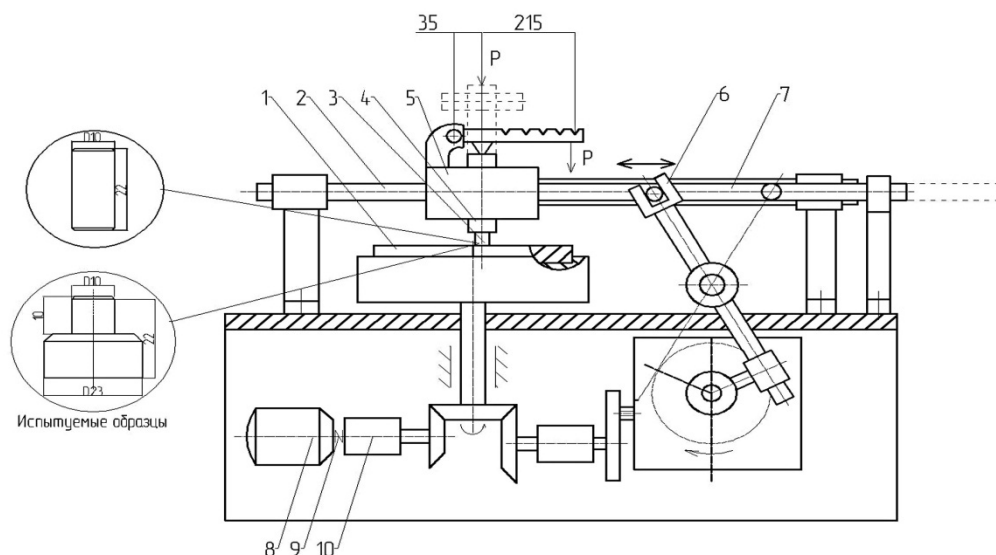


Рисунок 4.15. Установка трения по монолитному абразиву: 1- абразивный диск; 2-направляющие; 3 –испытуемый образец; 4- специальная оправка; 5- каретка; 6 кулисный механизм; 7- направляющие; 8- электродвигатель; 9- муфта 10-редуктор

В процессе испытаний торцевая поверхность образца с упрочняющим слоем перемещалась по поверхности абразивного круга с фиксированной скоростью линейного перемещения. Скорость перемещения рассчитывалась исходя из диапазона значений частоты вращения буровой колонны 10-20 об/мин и диаметра скважина и принималась равной 0,052 м/с. Испытания проводились под действием удельной нагрузки на образец в диапазоне от 1 МПа до 3 МПа. Относительная погрешность нагрузки не должна превышать $\pm 1\%$.

В качестве образцов использовались цилиндрические зубки диаметром

рабочей части 12 мм со слоем из композиционного материала, нанесенным на торцевую поверхность. В качестве монолитного абразива использовался абразивный круг с маркировкой 25AF46L6V35 на основе Al_2O_3 .

Испытания проводились в условиях сухого трения по абразиву и при наличии промывочной жидкости. В качестве промывочной жидкости использовался раствор бентонитовой глины, состоящий из 18 частей воды (1л.) и 1 части порошка бентонитовой глины, класса А (55 гр.). Выбор промывочной жидкости был определен, как наиболее распространенный для случая бурения твердых пород.

Перед началом испытаний контактная поверхность образцов подвергается приработке для достижения полного прилегания образцов к поверхности абразивного круга.

В процессе испытаний регистрировались следующие параметры:

- температура разогрева зоне контакта образца с абразивным кругом,
- мощность, затраченная на трение по поверхности абразивного круга,
- весовой износ образца,
- объем изношенного абразивного материала за единичный цикл испытаний.

В качестве материалов рабочего слоя были использованы:

- композиционный спеченный материал с упрочнением TiC в количестве 20, 30, 40 и 60% и высокоуглеродистой высоколегированной матрицей,
- твердый сплав марки ВК8
- алмазосодержащий композит марки D57.

Химический состав сравнительных образцов представлен в таблице 4.2.

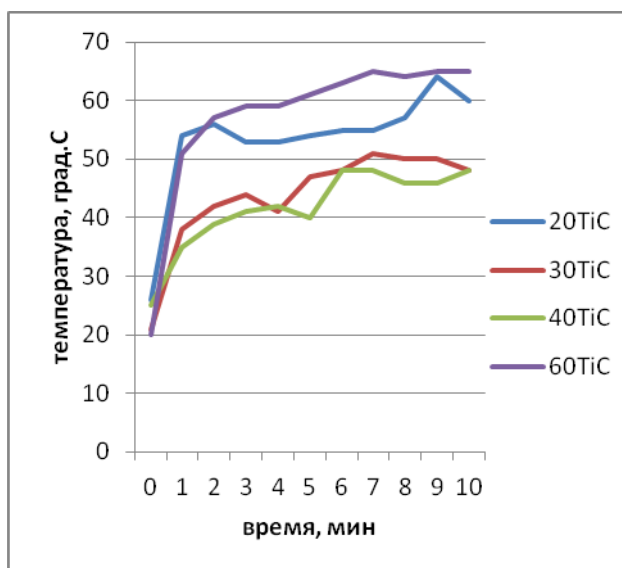
Таблица 4.2. Химический состав сравнительных образцов

	C	Cr	Si	Mn	Ni	W	B	Fe	TiC	WC	Co	Cu	Sn	алмазы
20%TiC	2,82	19,08	1,28	0,57	8,76	0,22	0,12	50,39	20					
30%TiC	2,47	16,70	1,12	0,50	7,67	0,19	0,11	44,09	30					
40%TiC	2,12	14,31	0,96	0,43	6,57	0,16	0,09	37,79	40					
60%TiC	1,41	9,54	0,64	0,28	4,38	0,11	0,06	25,19	60					
ВК8										92	8			
D57*											~	~	~	~

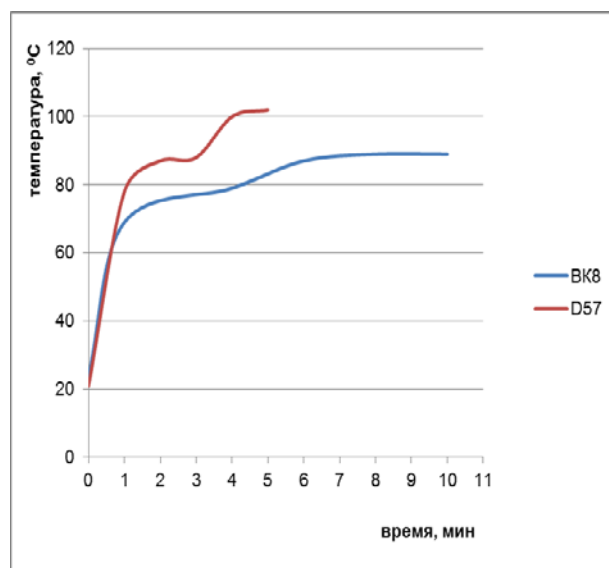
*-химический состав не подлежит разглашению

Для исследования особенностей распределения энергии при трении зубка вооружения о поверхность абразивного круга в процессе трения выполнялась регистрация температуры в зоне контакта с помощью тепловизора Flir. На рисунке.4.16 представлены графики изменения температуры нагрева зоны контакта при разных нагрузках и материалах рабочего слоя.

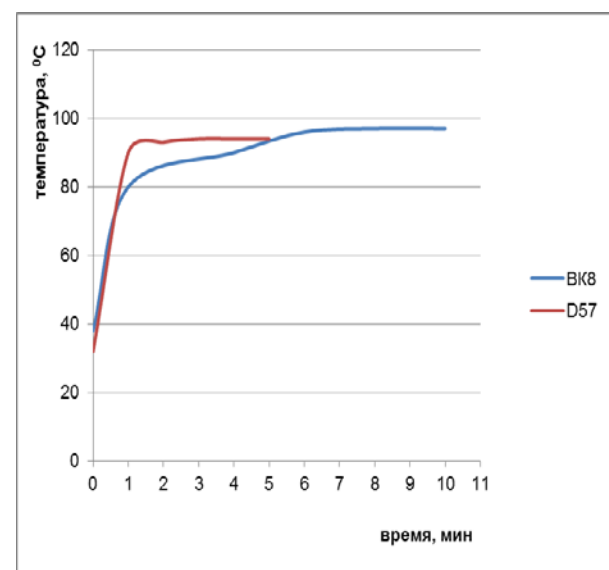
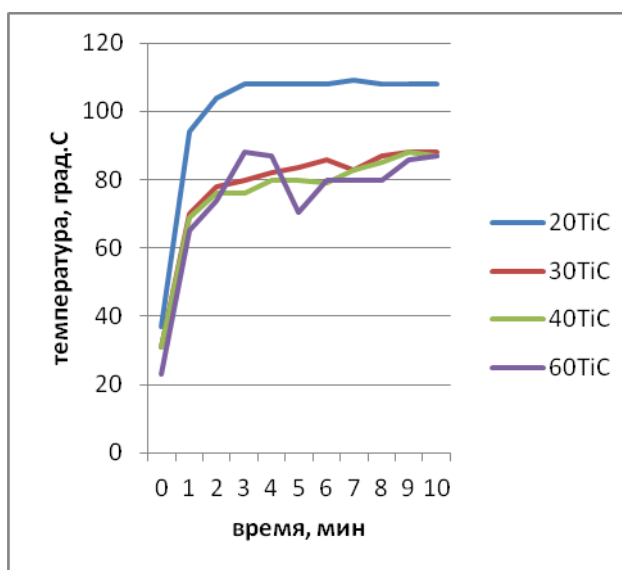
Композиционный материал с TiC



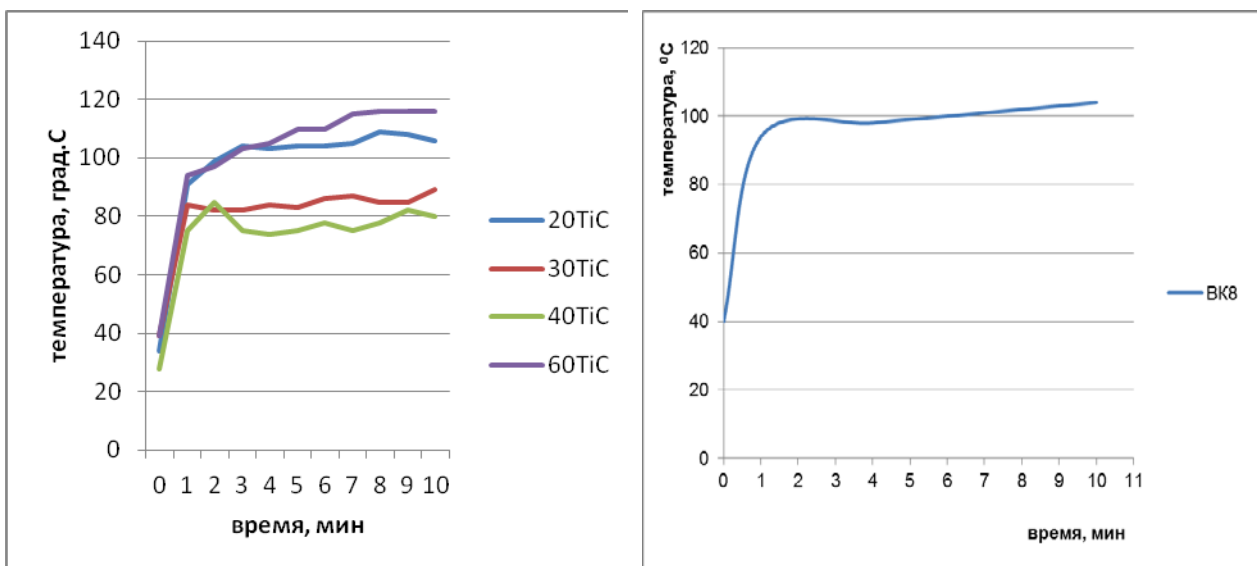
ВК8 и D57



а



б



В

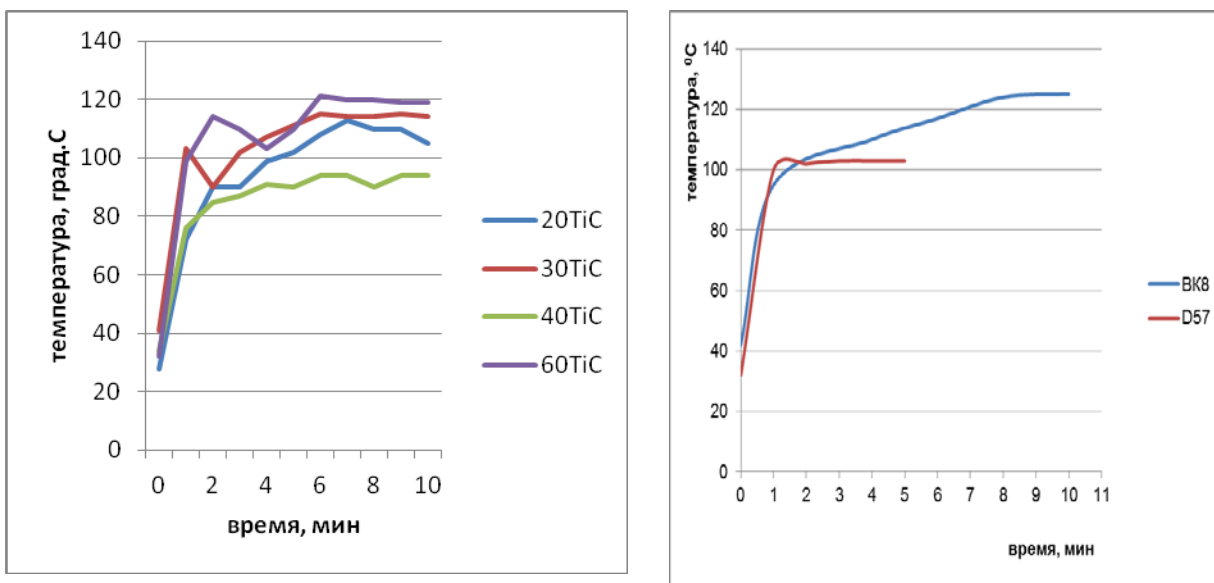


Рисунок 4.16. Графики изменения температуры нагрева зоны контакта «зубок вооружения - монокристаллический абразив» при разных значениях удельной нагрузки: а) 1,9 МПа, б) 2,29 МПа, в) 2,67 МПа, г) 3,06 МПа

Как видно из полученных данных наименьшую температуру разогрева при всех исследованных нагрузках показал композиционный материал с 40% карбида титана. Близкие к нему значения за исключением данных полученных при нагрузке 3,06 МПа показывает состав с 30% TiC. Остальные составы показывают существенный разброс температур в зависимости от условий нагружения. Сопоставление температуры нагрева композиционного материала с результатами замеры температур при испытаниях твердого

сплава марки ВК8 и алмазосодержащего материала показывают, что и твердый сплав и алмазосодержащий композит во всем диапазоне исследованных нагрузок характеризуются более высокой температурой разогрева на уровне 100-120 °С.

Более низкие температуры разогрева композиционного материала на основе карбида титана, видимо, связаны с уменьшением количества энергии, выделяющейся в зоне контакта при трении по абразиву. Для оценки потерь мощности на трение на экспериментальной установке были выполнены замеры затрат, затрачиваемой в электродвигателе и в трансмиссии установки на холостом ходу, которые составили 170 Вт, а затем аналогичные замеры были выполнены при трении опытных образцов по монолитному абразиву. Мощность, затраченная на трение образца при нагрузке 3,06 МПа при скорости относительного перемещения 0,05 м/с, определялась как разница между полученным значением и мощностью холостого хода. Результаты измерений приведены в таблице 4.3.

Таблица 4.3. Результаты замеров потерь мощности на трение

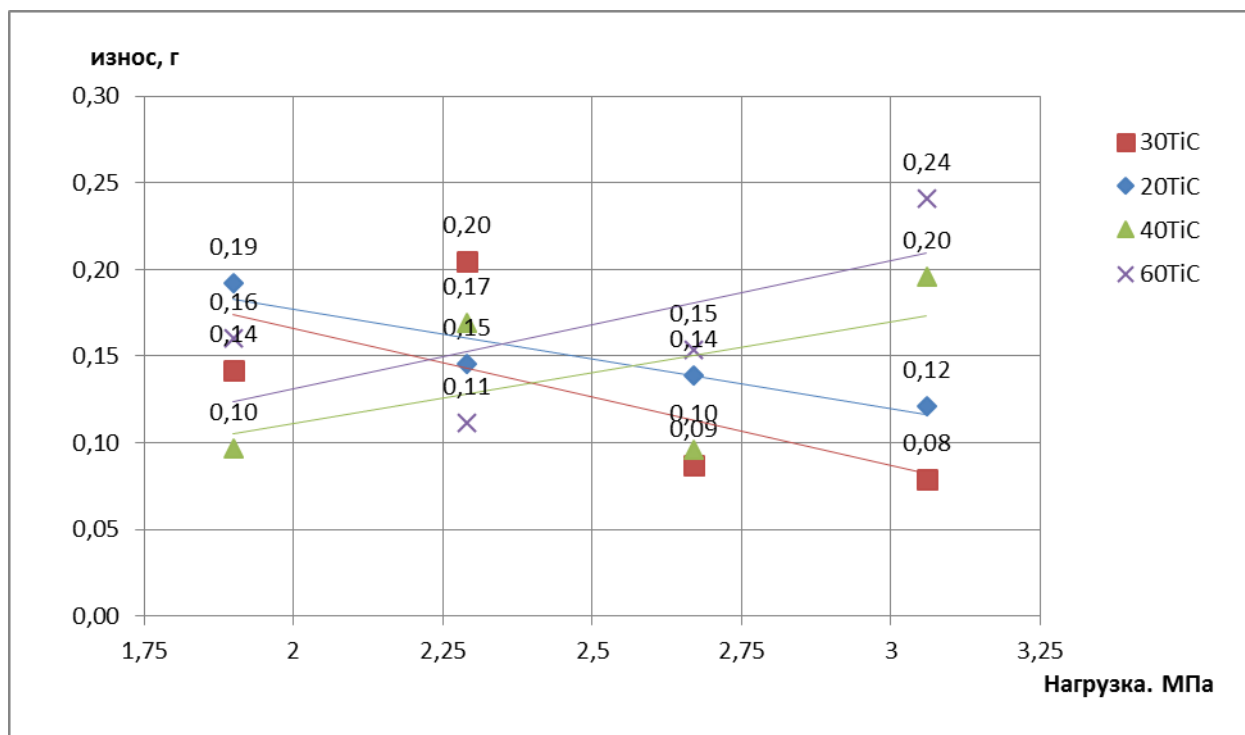
Материал	Опытные составы с упрочнением TiC				BK8	D57
	20%	30%	40%	60%		
Без промывочной жидкости						
Мощность при работе под нагрузкой, Вт	225	240	240	235	255	290
Потери мощности на трение, Вт	55	70	70	65	85	120
С промывочной жидкостью						
Мощность при работе под нагрузкой, Вт	200	203	205	195	215	-
Потери мощности на трение, Вт	30	33	35	25	45	-

Анализ полученных результатов, показывает, что опытные образцы с

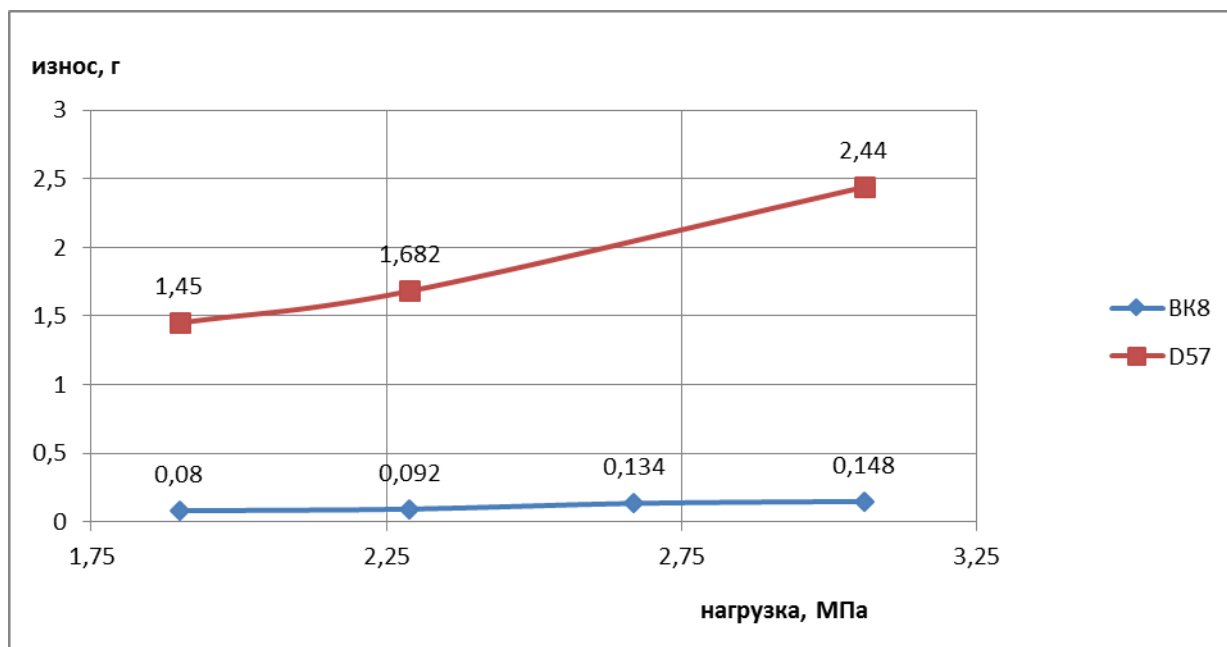
карбидом титана в условиях сухого трения демонстрируют на 20-35% более низкие значения потерь мощности на трение по сравнению с твердым сплавом ВК8 и примерно в 1,5 раз ниже, чем для алмазосодержащего композита.

При наличии промывочной жидкости в зоне контакта затраты мощности на трение снижаются в 1,7-2,0 раза. Опытные образцы с карбидом титана демонстрируют сохранение разницы в затратах мощности по сравнению с твердым сплавом на уровне 22-45%. При этом как при наличии, так и при отсутствии промывочной жидкости наименьшие потери на трение имеют образцы с 20% и 60% TiC. Образцы с 30 и 40% карбида титана характеризуются несколько более высокими значениями потерь мощности на трения и показывают близкие результаты.

Анализ результатов износа образцов опытных составов композиционного материала с TiC в контакте с монокристаллическим абразивом без промывочной жидкости показал, что для всех исследованных составов характерны значения в диапазоне от 0,1 до 0,2 г (рисунок 4.17а).



а



б

Рисунок 4.17. Графики изменения износа образцов при разных нагрузках на контакте с монолитным абразивом: а) композиционного материала с разным количеством TiC, б) твердого сплава и алмазной композиции

Анализ графиков изменения износа в зависимости от удельной нагрузки на контакте показал отсутствие линейной зависимости. Для сплавов с содержанием карбида титана 20 и 30% в целом наблюдается снижение величины износа по мере нарастания нагрузки. Повышение концентрации карбидной фазы до 40-60% вызывает некоторое повышение интенсивности изнашивания, но в пределах диапазона разброса значений. Наилучшие результаты показали опытные образцы с 30% TiC.

Результаты износа образцов из твердого сплава и алмазного композиционного материала без промывочной жидкости показывает, что образец ВК8 показал такой же диапазон величин потери массы от 0,08 до 0,17 г, что и образцы из композиционного материала с TiC с некоторой тенденцией к повышению по мере роста нагрузки на контакте (рисунок 4.16б). Износ образца с алмазной композицией имеет почти на порядок большие значения и плавно возрастает с увеличением нагрузки с 0,8 до 1,2 г.

Испытания образцов из композиционного материала с TiC в

присутствии бурового раствора в целом показали снижение величины износа в 1,25-1,5 раза по сравнению с результатами, полученными при трении без него (рисунок 4.18 а). Износ образцов из твердого сплава и алмазосодержащей композиции также несколько уменьшился (рисунок 4.18 б).

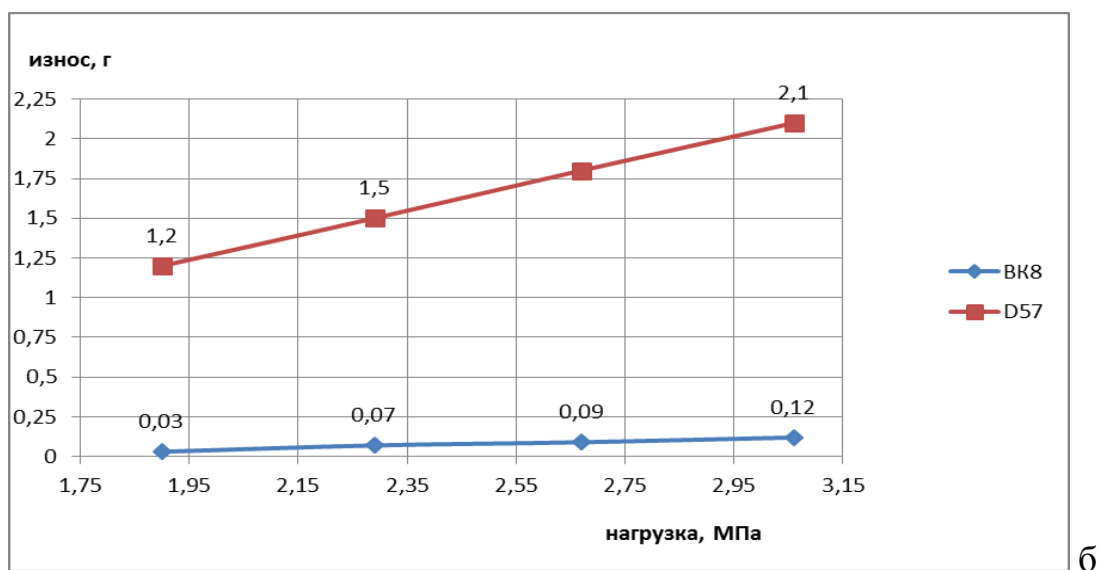
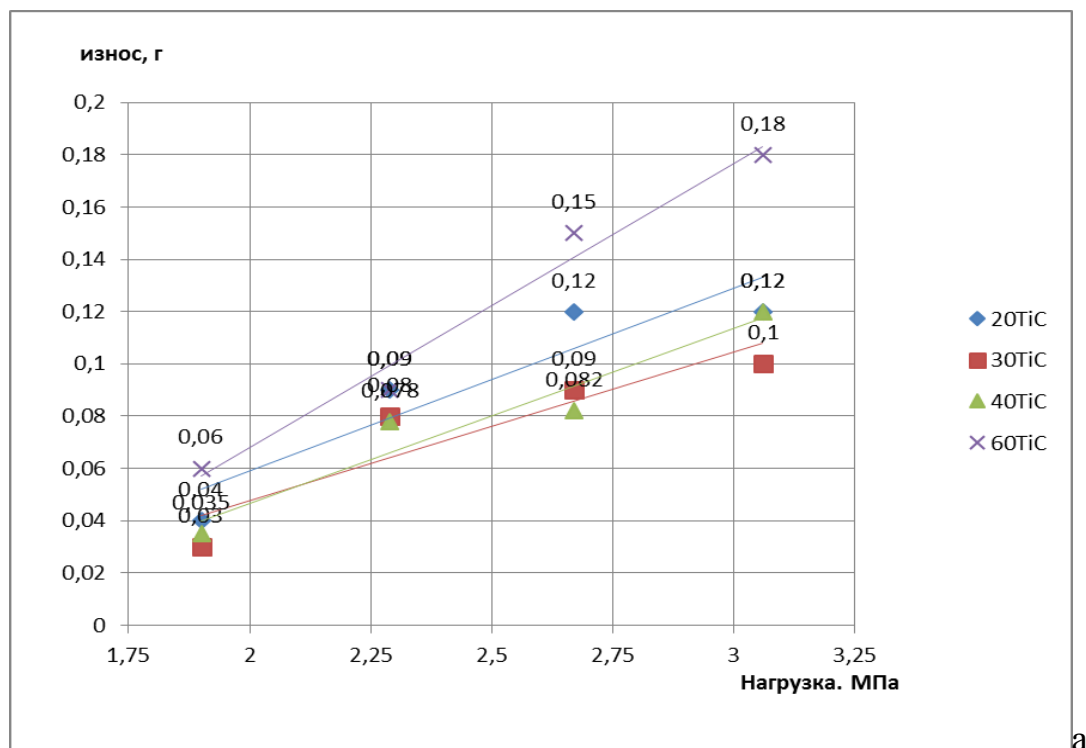


Рисунок 4.18. Графики изменения износа образцов при разных нагрузках на контакте с монолитным абразивом в присутствии промывочной жидкости: а) композиционного материала с разным количеством TiC, б) твердого сплава и алмазной композиции

Следует отметить тот факт, что при наличии бурового раствора износ образцов из композиционного материала с TiC по мере увеличения нагрузки стабилизировался и показал более устойчивую тенденцию к возрастанию. Наименьший износ демонстрируют образцы с 30 и 40% карбида титана, максимальное значение которого составило 0,1 – 0,12 г, что сопоставимо с износом образцов из ВК8 (0,12 г). Наихудшие значения получены на образцах с 60% TiC, чьи результаты близки к износу алмазосодержащего композита.

На основании полученных результатов можно утверждать, что опытные составы с 30 и 40% карбида титана в условиях изнашивания в присутствии бурового раствора могут заменять твердые сплавы типа ВК8 в качестве вооружения ОЦУ.

Результаты расчета средней интенсивности изнашивания испытанных образцов, как отношения значения весового износа к фактическому пути трения, пройденному за один цикл испытаний, представлены в таблице 4.4

Таблица 4.4. Значения интенсивности изнашивания опытных образцов

Материал опытного образца	Интенсивность изнашивания, мг/м при разной нагрузке на контакте			
	1,90 МПа	2,29 МПа	2,67 МПа	3,06 МПа
Без промывочной жидкости				
ВК8	2,6	2,9	4,3	4,7
D57	46,3	53,7	-	77,8
20% TiC	6,1	4,6	4,4	3,9
30% TiC	4,5	6,5	2,8	2,5
40% TiC	3,1	5,4	3,1	6,3
60% TiC	5,1	3,6	4,9	7,7
С промывочной жидкостью				
ВК8	0,9	2,2	2,8	3,8
D57	38,2	47,8	-	67
20% TiC	1,3	2,9	3,8	3,8
30% TiC	0,9	2,5	2,9	3,2
40% TiC	1,14	2,5	2,6	3,8
60% TiC	1,9	2,9	4,8	5,7

Полученные значения интенсивности изнашивания позволяют прогнозировать ресурс работы рабочей части вооружения опорно-центрирующих устройств в зависимости от длины проходки.

Для оценки эффективности разрушения породы вооружением опорно-центрирующих устройств в процессе испытаний была проведена оценка объема абразивного материала, износившегося под действием рабочей части образца при трении без бурового раствора (рисунок 4.19).

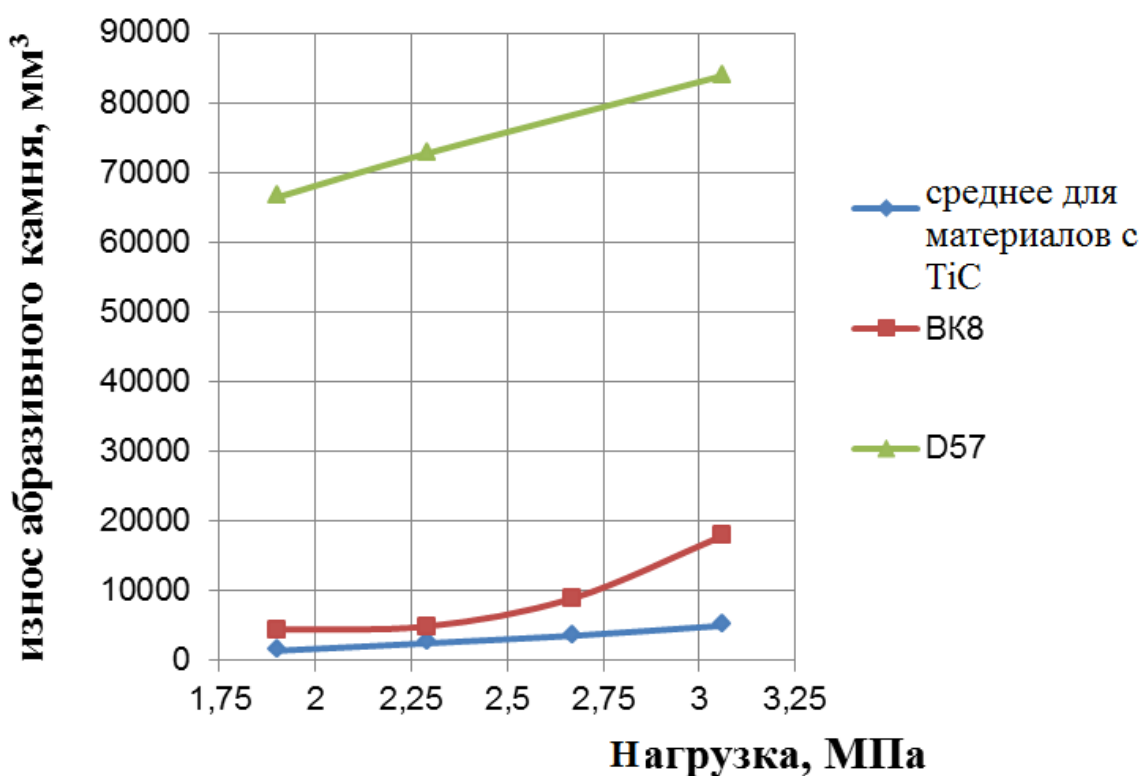


Рисунок 4.19. Графики изменения объема изношенного абразивного материала за единичный цикл испытаний для разных вариантов рабочей части вооружения.

Анализ полученных данных показывает, что алмазосодержащий композиционный материал обеспечивает максимальный съем абразивного камня и его значения в 7-12 раз превышают аналогичные показатели для твердого сплава и опытных составов с карбидом титана. Однако, сопоставление данных по объему разрушенного абразива с данными по

величине износа рабочей части образца, показывает, что наибольшую эффективность работы демонстрирует твердый сплав. Близкие к нему значения показывает алмазосодержащая композиция. Опытные образцы с TiC показали сопоставимую с твердым сплавом ВК8 эффективность разрушения абразива при нагрузках выше 3,0 МПа (рисунок 4.20)

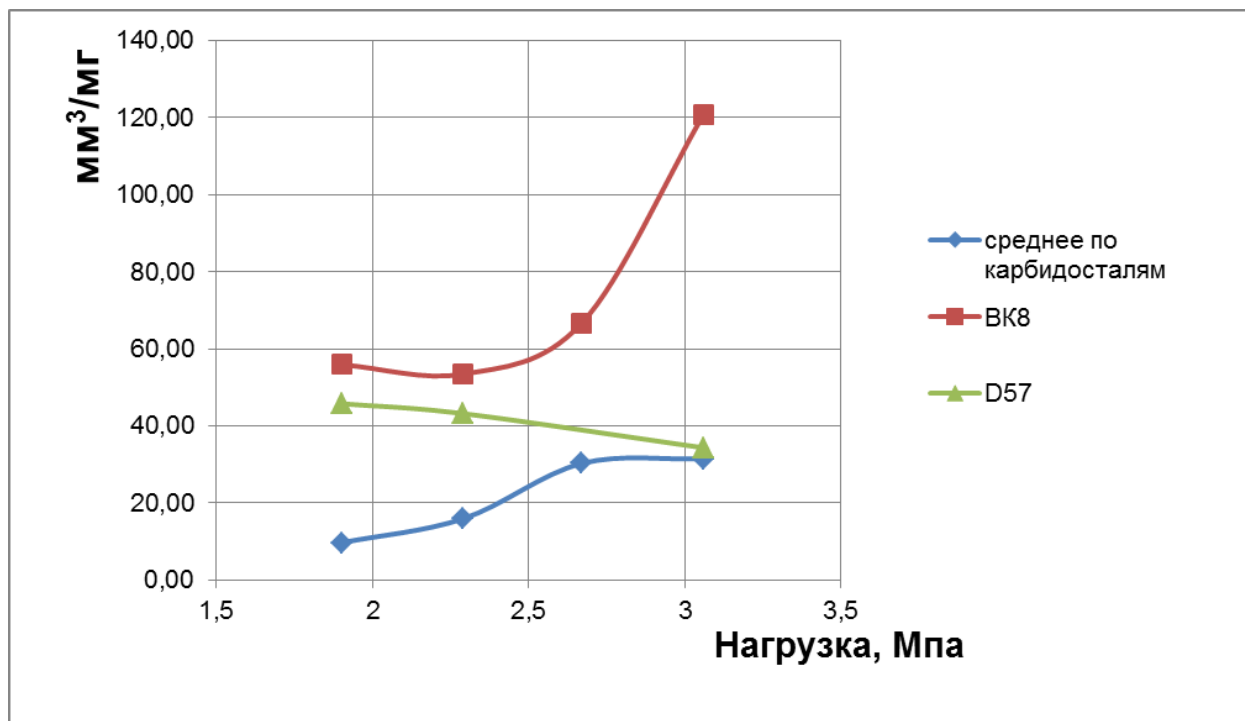


Рисунок 4.20. Графики изменения удельной эффективности разрушения абразива исследованными материалами в зависимости от величины контактной нагрузки в условиях трения без бурового раствора

Анализ данных эффективности разрушения абразива при испытаниях в присутствии бурового раствора показал, что образцы из твердого сплава ВК8 и опытные образцы с TiC обеспечивают практически одинаковые значения этого показателя. Следует отметить, что значения этого показателя по сравнению с испытаниями без бурового раствора уменьшились для этих материалов почти на порядок, в то время как у образцов с алмазной композицией этот показатель уменьшился незначительно (рисунок 4.21)

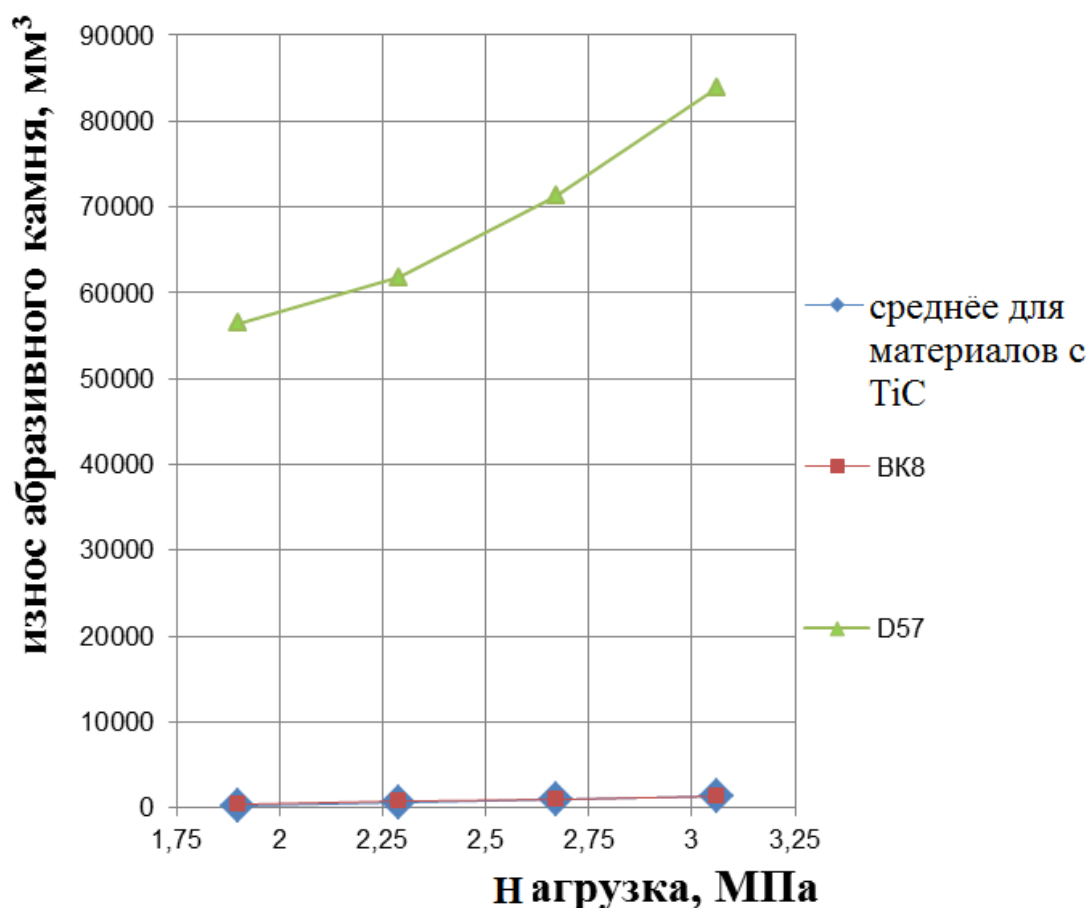


Рисунок 4.21. Графики изменения объема изношенного абразивного материала за единичный цикл испытаний для разных вариантов рабочей части вооружения, в среде

Сопоставление объема разрушенного абразива с величиной износа образцов показало, что алмазосодержащий композит при наличии бурового раствора, демонстрирует максимальную эффективность. Значения удельной эффективности разрушения у этих образцов практически в 4 раза выше, чем у твердого сплава и опытных составов с TiC, что хорошо согласуется с литературными данными. Вместе с тем следует отметить что значения удельной эффективности разрушения с композиционного материала с TiC сопоставимы с результатами для сплава BK8, что подтверждает их большой потенциал в виде заменителя твердосплавных зубков вооружения ОЦУ (рисунок 4.22).

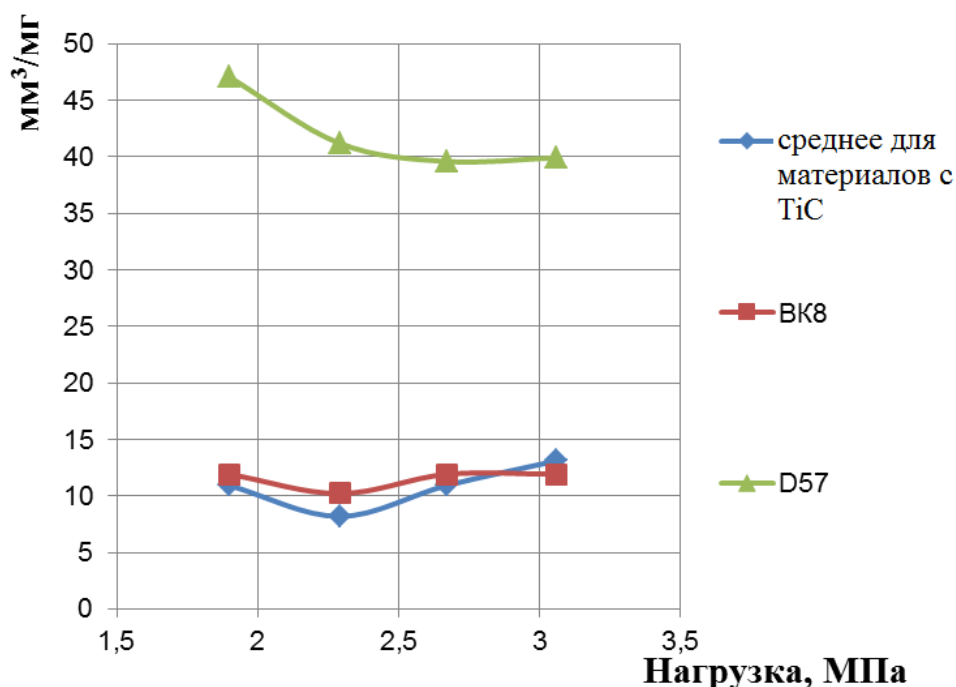


Рисунок 4.22. Графики изменения удельной эффективности разрушения абразива исследованными материалами в зависимости от величины контактной нагрузки при трении в присутствии бурового раствора

Таким образом, в результате выполненных исследований показано, что:

- опытные составы на основе стальной матрицы и карбида титана обеспечивают снижение затрат мощности на трение на 25-45% при подаче бурового раствора и на 20-35% при ее отсутствии, по сравнению с твердым сплавом BK8;
- температура разогрева у образцов на железной основе с содержанием карбида титана 30% и 40% на 20-40% ниже, чем образцов из твердого сплава и алмазосодержащего композита, которые во всем диапазоне исследованных нагрузок характеризуются более высокой температурой разогрева на уровне 100-120 °С;
- интенсивность изнашивания образцов с содержанием карбида титана 30% и 40% при нагрузке на контакте свыше 2,5 МПа и наличии бурового раствора составляет 84-89% от интенсивности изнашивания твердого сплава BK8, а при трении без него снижается до 53-65%;
- удельная эффективность разрушения абразива у композиционных

материалов с TiC при наличии бурового раствора сопоставима по величине с твердым сплавом ВК8 и составляет в среднем 12-14 мм³/мг, при нарушениях подачи бурового раствора эти значения возрастают до 30 мм³/мг при удельной нагрузке на контакте свыше 3,0 МПа.

- композиционные материалы с высоколегированной чугуновой матрицей и 30-40% TiC могут заменять твердые сплавы, обеспечивая равную износостойкость и удельную эффективность разрушения абразива.

4.3. Разработка вооружения опорно-центрирующих устройств с упрочнением на основе карбида титана

Назначение калибратора при бурении заключается в выполнении двух функций. Калибратор должен разрушить неровности, которые долото образует на стенке скважины, а также обеспечить сглаживание ствола скважины с уплотнением ее поверхности. Различное функциональное назначение и условия работы различных участков лопастей калибратора приводит к неравномерности износа вооружения лопастей.

Традиционный подход, предъявляющий одинаковые требования к вооружению нижней части калибратора и его цилиндрической части, приводит ускоренному разрушению зубков вооружения в заходной части лопасти, формированию на ней кольцевой выработки (аномального износа). Разрушению породы в режиме истирания вызывает снижение механической скорости калибрования, способствует образованию аналогичной формы кольцевого забоя, на котором происходит зависание калибратора.

Это определяет необходимость дифференцированного подхода к эксплуатационным характеристикам вооружения лопастей калибратора на разных его участках. Режущее вооружение, расположенное на нижней поверхности ребер, должно разрушать породу в режиме резания и эта часть работает в режиме породоразрушающего инструмента. В то же время зубки,

расположенные на цилиндрической части лопастей калибратора, должны оказывать калибрующее, а не режущее действие, иначе поверхность стенок скважины не сглаживается, не выравнивается вдоль ствола, а разрыхляется, снижая качество калибровки.

Решение этой проблемы рассматривалось в целом ряде патентов. Так среди существующих разработок (патент № 1775543 А1) можно выделить калибратор, у которого твердосплавные вставки установлены на концевой части лопасти под углом к оси калибратора на длине не превышающей 0,2-0,3 длины прямолинейной части лопастей. Известно устройство (а.с. №1828902, МКИ E21B 10/48, от 04.04.90 г.), у которого рабочие поверхности лопастей имеют элементы для объемного разрушения и резания (конические поверхности) и элементы для осуществления истирания или микрорезания (цилиндрические поверхности) горных пород. В качестве режущей составляющей устройства используют синтетические алмазы или сверхтвердые материалы. Предполагается, что в процессе бурения скважины элементы конической формы внедряются в массив и под действием осевого усилия эффективно разрушают породу. При этом если в массиве присутствуют мягкие породы и породы средней твердости (V-VII категории по буримости), то основную работу по объемному разрушению или резанию выполняют элементы твердосплавные конической формы, в это же время твердосплавные элементы цилиндрической формы выполняют роль вспомогательную по разрушению переднего поверхностного слоя породы или по переизмельчению крупных фракций.

Для снижения коэффициента трения и растягивающих напряжений в стенке ствола в процессе калибровки его цилиндрической частью используют различные технические решения. Так известны устройства (а.с. №390254 и а.с. №945355, МКИ E21B 12/04) калибраторов, где для защиты обрабатываемого объекта от повреждения боковыми (калибрующими ствол скважины) твердосплавными элементами долот используют различные конструкции протекторов (в виде двухслойной конструкции или в виде

колпачков, надеваемых на твердосплавные элементы). В патенте (№№ 1775543 А1) калибратор усиливает свои основные калибрующие функции путем наличия на рабочей поверхности лопастей слоя твердого антифрикционного материала и заподлицо с твердосплавными элементами. Антифрикционное твердое покрытие, например, сплав на основе меди (Cu - основа, Ni - 41%, Zn - 4% и др.), позволяет создать условия калибровки, реализующие напряжения сжатия в стенках ствола скважины за счет давления на стенки твердосплавных элементов, с одновременным «натирающим», «намазыванием» антифрикционного покрытия на контртело (стенку ствола скважины), приводящим к уменьшению коэффициента трения взаимодействующих поверхностей и увеличению качества калибровки. При этом работоспособность твердосплавных элементов увеличивается, т.к. происходит снижение вибрации, уменьшение теплоотвода, усиление защиты рабочей поверхности лопастей). В случае калибровки пород средней твердости и твердых пород образуется шлам. Измельченная твердосплавными элементами порода, смешиваясь в шламоотводящих вырезах калибратора с антифрикционным материалом покрытия, образует композицию с наполнителем, имеющим твердость, близкую к твердости калибруемого материала. Попадая на рабочую поверхность лопасти калибратора, такая композиция нейтрализует разрушающее воздействие породы на нее.

Анализ имеющихся технических решений показал, что существует явная потребность в реализации дифференцированного подхода к вооружению калибраторов. Однако, долгое время при подборе материалов для вооружения калибраторов традиционно использовался подход, принятый для породоразрушающего инструмента. Наибольшее применение для этих устройств нашли твердые сплавы на основе карбида вольфрама и алмазосодержащие композиции, обладающие высоким породоразрушающим действием. Использование этих материалов для породоразрушающей и калибрующей частей калибратора приводит к значительному удорожанию

оборудования. Соответственно, существует явная потребность в разработке новых составов сплавов, предназначенных для изготовления вооружения калибраторов, способных удовлетворять требования по эксплуатационным характеристикам и использующих меньшее количество дорогостоящих легирующих элементов.

Одни из путей решения комплекса указанных проблем может стать применение материалов с разными триботехническими характеристиками. На основе результатов проведенных исследований предложен подход, при котором лопасти калибратора с цилиндрическими и наклонными участками предложено армировать тремя типами вооружения. Нижний наклонный участок лопасти предложено армировать алмазным вооружением, которое обеспечит усиленное породоразрушающее действие. На цилиндрическом калибрующем участке лопасти предлагается устанавливать зубки из композиционного материал с упрочнением карбидом титана, обеспечивающие снижение коэффициента трения при калибровании, эффективное разрушение абразива при выравнивании стенки скважин и отличающихся значительно более низкой стоимостью. Данный материал обеспечивает высокую износостойкость сравнимую с износостойкостью твердых сплавов, также высокие антифрикционные характеристики (на 25% больше чем твердый сплав). Армирование цилиндрических опорных частей калибратора данным видом вооружения дополнительно позволит снизить потери на трение во всей буровой колонне.

Реализация предлагаемого технического решения с использование зубков с новым композиционным материалом с TiC представлена на рисунке 4.23

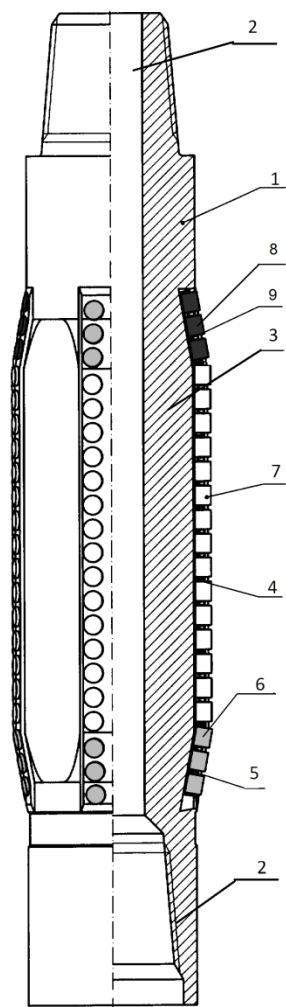


Рисунок 4.23. предлагаемое техническое решение

Калибратор-центратор включает корпус 1 с присоединительными резьбами 2 и лопасти 3 с цилиндрическими 4 и наклонными 5,9 участками. Лопастями 3 могут быть выполнены прямолинейной или спиральной формы. В предложенном калибраторе зона нижнего наклонного участков 5 армирована алмазосодержащими вставками или зубками из твердого сплава 6, зона цилиндрических участков 4, армирована РЭМ (7), зона верхнего наклонного участка 9, армирована твердосплавными вставками 8 или также зубками из композиционного материала с TiC.

Предлагаемый калибратор-центратор работает следующим образом. Перед началом работы калибратор-стабилизатор соединяют с буровым долотом и на колонне бурильных труб спускают в скважину. В процессе

бурения долотом калибратор-центратор формирует номинальный размер ствола скважины и центрирует компоновку низа бурильной колонны по оси скважины. При этом функцию калибрования скважины выполняют алмазосодержащие вставки 6, расположенные на наклонном участке 5 лопасти 3, а стабилизацию низа бурильной колонны осуществляют вставки РЭМ 7 при минимальных удельных давлениях за счет больших площадей контакта со стенкой скважины. При вращении калибратора-центратора режущие кромки алмазосодержащих вставок(6) режут и скалывают неровности горной породы и калибруют ствол скважины до номинального диаметра бурового долота. Стабилизирующие вставки РЭМ 7 контактируют с поверхностью стенки уже откалиброванной алмазосодержащими породоразрушающими элементами. Они первыми из всех стабилизирующих элементов вступают в работу и благодаря высокой износостойкости, минимальному коэффициенту трения и большой поверхности контакта обеспечивают хорошую стабилизацию бурового снаряда в течение всего времени работы бурового долота.

Элементы РЭМ 7, не участвуют в калибровке и расширении скважины и выполняют только функцию стабилизации инструмента за счет больших площадей контакта, не воспринимая осевую нагрузку, что способствует работе инструмента без зависания его на калибраторе. Твёрдосплавные вставки 8 на наклонном участке 9 вступают в работу при подъёме буровой колонны.

Применение предложенного калибратора-центратора позволит повысить эффективность его работы при бурении по твердым и крепким породам и исключить случаи зависания бурового инструмента на калибраторе.

Современная оценочная стоимость твердосплавного зубка из карбида вольфрама составляет 150-200 рублей за 1 шт., стоимость изготовления зубка разработанного состава составляет от 30 до 40 рублей шт.

Литература

- 1 [http://neftegaz.ru/en/tech_library/view/2394]
2. Egan E.J. Jr. – «Iron Age», 1959, v. 183, №12, p. 101-105
3. Самойлов В.С., Дубко Г.В., Панфилов В.С. «Безвольфрамовые твердые сплавы.» М. ЦНИИТЭИЦМ, 1981, 36 с
4. С.С.Кипарисов, Ю. В. Левинский, А. П. Петров «Карбид титана: получение, свойства, применение»]
- 5 Польцер Г., Ф. Майсснер «Основы трения и изнашивания» – М.:Машиностроение, 1984. – 264 с.
- 6 Виноградов В.Н., Сорокин Г.М. «Механическое изнашивание сталей и сплавов» – М.: Недра, 1996. – 361 с.
- 7 Виноградов В.Н., Сорокин Г.М., Шрейбер Г.К. «Ударно-абразивный износ буровых долот» - М: Недра, 1975, 166 с.
- 8 Тененбаум М.М. «Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин» - М: Машиностроение, 1966, 330 с.
- 9 Хрущев М.М., Бабичев М.А. «Абразивное изнашивание» - М: Наука, 1970, 251 с.
- 10 Виноградов В.Н., Сорокин Г.М. «Износостойкость сталей и сплавов» - М: Нефть и газ, 1994, 413 с.
- 11 Виноградов В.Н., Сорокин Г.М., Албагачиев А.Ю. «Изнашивание при ударе» - М: Машиностроение, 1982, 192 с.
- 12 Виноградов В.Н., Сорокин Г.М., Шрейбер Г.К. «Ударно-абразивный износ буровых долот» - М: Недра, 1975, 166 с.
- 13 А. Н. Смирнов, Л. Неделькович, М. Джурджевич, Т. В. Чернобаева и З. Оданович «Расчет температуры ликвидус стали»
- 14 http://steelcast.ru/melting_temperature
- 15 Могутнов Б.М., Томилин И.А., Шварцман Л.А. «Термодинамика железоуглеродистых сплавов». – М.: Металлургия, 1984. – 356 с
- 16 Ватолин Н.А., Моисеев Г.К., Трусков Б.Г. «Термодинамическое

- моделирование в высокотемпературных неорганических системах» – М.: Металлургия, 1994. - 352 с.
- 17 Гусев А.И., Рапель А.А. «Термодинамика структурных вакансий в нестехиометрических фазах внедрения» – Свердловск: УНЦ АН СССР 1987.- 114 с.
- 18 Диаграммы состояния двойных металлических систем. Т.1. под ред. Лякишева Н.П. – М.: Машиностроение, 1996. - 992 с.
19. Воронин Г.Ф. в сб. «Математические проблемы фазовых равновесий» 20-41
- 21 Кауфман Л. «Стабильность кристаллических решеток переходных металлов» /в кн. Устойчивость фаз в металлических сплавах, М.- 1970- с.134-161.
- 22 Хоч М.М. «Влияние энергии взаимодействия дефектов на стабильность фаз внедрения.» / в кн.: Устойчивость фаз в металлах и сплавах.- М, 1970.- с.356-367.
- 23 «Взаимодействие углерода с тугоплавкими металлами»/ под ред. Самсонова Г.В. - М.: Металлургия, 1974 - 288 с.
- 24 Турганин А.Г. «Термодинамика тугоплавких карбидов». – М.:Металлургия,
- 25 Фромм Е., Е.Гебхардт «Газы и углерод в металлах» – М.: Металлургия, 1980. - 712 с.
- 26 «Исследование термодинамики образования нитридов и карбидов титана в жидком чугуна» Дисс. К.т.н. Ли Чун Гун, Москва,1990
- 27 Липатников В.Н., Коттар А, зueva Л.В., Гусев А.И. физика твердого тела , 1998, том 40, №7 «фазовые превращения беспорядок-порядок и электросопротивление нестехиометрического карбида титана
- 28 Гуревич Ю. Г., Нарва В. К., Фраге Н. Р. Карбидостали. М.: Металлургия. - 1988. -144 с.
- 29 Ватолин, Н.А., Моисеев, Г.К., Трусов, Б.Г. Термодинамическое моделирование в высокотемпературных неорганических системах / М.:

Металлургия, 1994.

- 30 Кипарисов С.С. Карбид титана, получение, свойства, применение / С.С.Кипарисов, Ю.В. Левинский, А.П. Петров. -М.: Metallurgy. -1987.- 216с.
- 31 Кипарисов С.С., Нарва В.К., Юрина Н.С. // Порошковая металлургия. - 1976.- № 5,
- 32 Нарва В.К., Кипарисов С.С. В кн.: Тугоплавкие карбиды. - Киев: Наукова думка. - 1970.- С. 20-25.
- 33 Кюбарсепп Я.П., Аренсбургер Д.С. // Порошковая металлургия. -1984.- №7.- С.4-8.
- 34 Быков И.Д. Опыт изготовления инструмента из карбидостали / И.Д. Быков Г.Л., Дубров, Ю.Ф. Бокии, В.А. Сахно, В.Т. Зубкова // Порошковая металлургия. - 1984.-№5.- С.
- 35 Нарва В.К. Тугоплавкие карбиды. Киев: Наукова думка. - 1974.
- 36 Кипарисов С.С., Нарва В.К., Даляева Л.И., Чугунова Р.С.// Порошковая металлургия. - 1976.-№ 10.
- 38 Бокий Ю.Ф. Очистка металлических порошков от окисной пленки в струйной мельнице // Порошковая металлургия. 1985.- №2.
- 39 Скачкова Т.М. Взаимодействие «сажистого железа» с кислородом и двуокисью углерода // Научные труды МИСиС. -1982.-№138.-С.
- 40 Цукерман С.А. Порошковая металлургия. - 1970.- № 6.- С.
- 42 Волкова Н.М., Гуревич Ю.Г., Дударова ТА. // Бюл. ВИНТИ. -1984.- №1.- 132 с.
- 43 Нарва В.К. Повышение свойств спеченных карбидосталей // Международная научно-техническая конференция «От булата до современных материалов»: тез. докл.- Владивосток: Изд-во ДВГТУ.- 1999.- с. 65.
- 44 Нарва В.К. Карбидостали // Известия вузов. Цветная металлургия. - Минск. - 1999.-№1.
- 45 Новые материалы / В.Н. Анциферов, Ф.Ф. Бездудный, Л.Н.

Белянчиков и др. М.: МИСИС, 2002. - 736 с.

46 Нарва В.К. Карбидостали новое поколение твердых сплавов // Известия вузов. Цветная металлургия. - 2001. - № 6.

47 Ковальченко М.С., Серeda Н.Н. Магнитометрическое определение цементита в спеченных композициях TiC – железо и TiC – сталь // Порошковая металлургия. – 1967. – No9.

48 Кристенсен Р.В. Введение в механику композитов. – М.: Мир. – 1982. – С.

49 Кюбарсепп Я.П. Твердые сплавы со стальной связкой. – Таллин: Валгус – ТТУ, 1991. – 164 с.

50 Кюбарсепп Я.П., Аннука Х.И., Зеер Г.А. и др. Влияние обработки горячим изостатическим прессованием на свойства спеченных сплавов TiC – сталь // Тр. ин - та / Таллинн. политехн. ин - т. – 1985. – No604.

51 Кюбарсепп Я.П., Аренсбургер Д.С. Особенности размола порошковых смесей карбид титана – железо стальными шарами // Порошковая металлургия. – 1984. – No7.

52 Кюбарсепп Я.П., Решетняк Х.Д. Показатели работоспособности карбидосталей // Порошковая металлургия. – 1990. – No2.

53 Лисак Л. І., Х андрос Л. Г. Зміна кількості аустеніту пр. деформації сталі У12А // Допoді АН УРСР (металофізика). - 1953. - No 4. – С. 236 – 239.

54 Ложечников Е.Б., Богинский Л.С. К вопросу о боковом давлении при прессовании порошков. - В кн.: Порошковая металлургия. - Рига, 1968, с.342 - 346.

55 Максименко Л.А., Радомысльский И.Д., Сердюк Г.Г., Трахтенберг М.Б. Исследование изэнтропического сжатия металлического порошка при ударном прессовании. - Порошковая металлургия, 1970, No 6.

56 Максименко Л.А., Сердюк Г.Г., Трахтенберг М.Б. Механизм ударного уплотнения металлических порошков. - В кн.: Спеченные конструкционные материалы. - Киев, 1974, с.16 - 21. 158

- 57 Тюммлер Ф., Гутсфельд Г. Спеченные стали с высоким содержанием твердой фазы новый класс износостойких материалов // Тез. докл. 17 Всесоюзной конференции по порошковой металлургии. - Киев.-1991.- С. 69-70.
- 58 Левина Д.А. // Порошковая металлургия.- 2000.- №7/8
- 59 Гусев А.И. Нанокристаллические материалы: методы получения и свойства. Екатеринбург: УРО РАН, 1998.
- 60 Моисеев Г.К., Попов С.К., Овчинникова Л.А., Ватолин Н.А. // Изв. АН СССР. Неорганические материалы.- 1982.- Т. 18.- № 9.- С. 1521-1524.
- 61 Максименко Л.А., Штерн М.Б., Радомысельский И.Д., Сердюк Г.Г. О существовании сильных ударных волн при высокоскоростном прессовании металлических порошков. - Порошковая металлургия, 1972, No 4, с.17 - 20.
- 62 Мацера В.Е., Пугин В.С., Добровольский А.Г. и др. Измельчение порошков в планетарной мельнице // Порошковая металлургия. – 1973. – No6. – С. 11 – 15.
- 63 Мильман Ю.В. Зависимость твердости от нагрузки на индентор и твердость при фиксированной диагонали отпечатка // Проблемы прочности. – Киев:Наук.думка. – No6. – 1990. – С. 52 – 56.
- 64 Мицубиси Киндзоку К.К. Способ получения порошковой быстрорежущей стали. Заявка Японии No 59 - 197544, опубл. 9.11.84.
- 65 Нарва В.К., Гужова И.Е., Павлов С.А., Панкратов О.М. Влияние механического активирования порошковых смесей на свойства карбидосталей // Изв. вузов. Цв. Металлургия. – 1996. – No2. – С. 52 – 54.
- 66 Нарва В.К., Салибаев Н.Т., Першикова О.И. Диффузионное насыщение углеродом спеченных железо – титановых материалов // Порошковая металлургия. – No4. – 1982. – С. 87 – 91.
- 67 Оленина Н.С., Горюшина М.Н., Гавриков Н.Н., Сергазин Т.Ш. Высокоплотный композиционный материал быстрорежущая сталь 10P6M5 – карбид титана // Порошковая металлургия. – No 6. – 1981. – С. 65 – 68.
- 68 Павлыго Т.М., Пломодьяло Л.Г., Пломодьяло Р.Л., Свистун Л.И.

Размол порошковых компонентов карбидостали и их смеси в атриторе // Порошковая металлургия. – 2004. – № 5/6. – С. 5 – 11.

69 Павлыго Т.М., Свистун Л.И., Плоmodityяло Р. Л., Плоmodityяло Л.Г. Оптимальные параметры процесса размала карбидостали в атриторе // 3 Межд. конф. «Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследование, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий»: Тез.докл. – Кац ивели, АР Крым, Украина, 13 – 17 сентября 2004 г. – С. 148 – 149. 159

70 Паничкина В.В., Уварова И.В. Методы контроля дисперсности и удельной поверхности металлических порошков. – Киев. – 1973. – 168 с.

71 Панов В.С., Коц Ю.Ф., Боднарчук В.И. Природа жидкой фазы, образующейся при спекании стали Р6М5, полученной из стружковых отходов // Порошковая металлургия. – 1985. – №11. – С. 42 – 44.

72 Плоmodityяло Р.Л. Диссертация на соискание учёной степени кандидата технических наук. Краснодар, 2008

73 Позняк Л.А. Инструментальные стали. – Киев: Наукова думка, 1996. – 487 с.

74 Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы: Пер. с нем. / Под ред. Шатта. – М.: Металлургия, 1983. – 520 с.

75 Портной К. И., Бабич Б. Н. Дисперсно-упрочненные материалы. – М.: «Металлургия», 1974. – 199 с.

76 Портной К. И., Салибеков С. Е., Светлов И. Л., Чубаров В. М. Структура и свойства композиционных материалов – М.: Машиностроение, 1979. – 255 с.

77 Прагер В. Об идеально затвердевающих материалах. - В сб.: Механика. Период, сб. перев. ин. статей, 1958, No 3, с.99 - 103.

78 Промышленная технология горячего прессования порошковых изделий / Дорофеев Ю.Г., Гасанов Б.Г., Дорофеев В.Ю., Мищенко В.Н. – М.: Металлургия, 1990. – 206 с.

79 Радомысельский И.Д., Сердж Г.Г. Исследование процесса на

високоскоростного пресуване на метал и прахове. - В кн.: Първа

80 Денисова Н.А. // ЖПХ.- 1980.-№ 3,- С. 59-66.

81 Андриевский Р.А., Дзnelадзе А.Ж., Петров Л.Н., Юдин В.С. // Порошковая металлургия.- 1983.- №11.- С. 1- 4.

82 Лякишева Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. В 3 т. Т.1. М.: Машиностроение, 1996. - 992 с.: ил.

83 Симороз Л.И., Прилуцкий Э.В. В кн.: Структура и свойства порошковых материалов на основе тугоплавких соединений. - Киев: Наукова думка.- 1984.- С. 40-43.

84 Маслов В.М., Мамян С.С., Воюев С.И. Физика горения и взрыва.- 1983.-№5.-С. 111-115.

85 Богомолов А.М., Резвых В.Ф., Шуваев А.П. и др. В кн.: Дисперсные порошки и материалы на их основе. - Киев: Наукова думка.-1982.- С. 127-130.

86 Кипарисов С.С., Бескин А.Л, Петров А.П. Переработка титанового скрапа. М.: ЦНИИТЭИЦМ, 1984.- 56 с.

87 Кипарисов С.С., Левинский Ю.В., Падалко О.В., Петров А.П. // Порошковая металлургия.- 1983.- № 10.- С. 24-28.

88 Кипарисов С.С., Левинский Ю.В., Падалко О.В. и др. //Технология легких сплавов.- 1984.- № 11-12.- С. 35-39.

89 Кипарисов С.С. Использование вторичных металлов в качестве сырья для получения порошков и порошковых изделий // Порошковая металлургия.-1985.-№10. -С.57-62.

90 Свойства порошковой стали Р6М5 различной зернистости, и структура спеченной стали / С.С. Кипарисов, В.И.Третьяков, В.С. Панов и др. // Порошковая металлургия. -1982.- №6.- С.9-15.

91 Бокий Ю.Ф. Очистка металлических порошков от окисной пленки в струйной мельнице // Порошковая металлургия. 1985.- №2.-С.1-4.

92 Скачкова Т.М. Взаимодействие «сажистого железа» с кислородом и двуокисью углерода // Научные труды МИСиС. -1982.-№138.-С. 77-84.

- 93 Исследование влияния карбида титана на процессы размола, прессования и спекания порошка W-Mo-V стали / Кипарисов С.С., Панов В.С., Третьяков В.И. и др. // Порошковая металлургия. -1977.-№7.-С.22-26.
- 94 Исследование процесса восстановления порошка быстрорежущей стали марки Р6М5 / Люкевич В.И., Левинский Ю.В., Федорович М.В. и др. // Порошковая металлургия. -1987.- №12.-С.1-4.
- 95 Кипарисов С.С., Андреалян А.А. Получение порошковой быстрорежущей стали из отходов инструментального производства // Технология производства, научная организация труда и управления. Научно-технический реферативный сборник. Вып.Ю. -М.: 1980.-С.4-6.
- 96 Панов В.С., Коц Ю.Ф., Бондарчук В.И. Природа жидкой фазы, образующейся при спекании стали Р6М5, полученной из стружкоотходов // Порошковая металлургия. -1985.- №11.-С. 42-44.
- 97 Патент.56-51506 Япония. Способ получения порошка быстрорежущей стали / С. Юити, С.Синдзо.- Оpubл. 09.05.81.
- 98 Нарва В.К. Влияние механоактивации порошкообразных компонентов на технологию и свойства карбидосталей / В.К. Нарва, К.Н. Егорычев, В.В. Курбаткина, А.Г. Ермилов, Д.А. Шкулин // Цветная металлургия. Известия ВУЗов. Изд-во Минск. 2001.- №6.
- 99 Кюбарсепп Я.П., Пирсо Ю.Ю., Аренсбургер Д.С.// Таллиннский политехнический ин-т. Сб.науч. тр. Таллин: ТЛИ.- 1984.- №566. С. 3-8.
- 100 Радомысльский И.Д., Сердюк Г.Г. Высокоскоростная обработка давлением конструкционных материалов. - В кн.: Горячее прессование. - Киев, 1975, вып. 2.
- 101 Роман О.В. Развитие высокоэнергетических методов прессования в порошковой металлургии. - В кн.: Порошковая металлургия. - Минск, 1977, вып.1, с.3 - 8. 160
- 102 Роман О.В. Современное состояние процессов формования металлокерамических изделий. - Киев: ИМП АН УССР, 1970. - 13 с.
- 103 Роман О.В. Технологические возможности применения импульсных

методов прессования металлических порошков. - Киев: ИМИ АН УССР, 1970. - 23 с.

104 Роман О.В., Дорошкевич Е.А. Прессование железных порошков

105 Роман О.В., Дорошкевич Е.А. Спекание металлокерамических изделий, спрессованных импульсными нагрузками. - Порошковая металлургия, 1966, No 6, с.6 - 9.

106 Санин А.Ф., Карпинос Д.М., Калиниченко В.И., Доморацкий В.А. Особенности структуры порошковой быстрорежущей стали после спекания в пр исутствии жидкой фазы // Порошковая металлургия. – 1986. – No3. – С. 40 – 44.

107 СахненкоА.В. Разработка и внедрение технологии получения высокоплотных ферритов методом горячей объемной штамповки для аппаратуры магнитной записи: Дис. на соиск. уч. ст. канд. техн. наук. – Киев: Ин - т пробл. Матер. НАН Украины, 1987. – 186 с.

108 Свистун Л.И. Диссертация на соискание учёной степени доктора технических наук. Краснодар, 2011 .

109 Сердюк Г.Г. Исследование процесса ударного прессования металлокерамических конструкционных материалов. Автореферат диссертации на соискание учёной степени кандидата технических наук. Киев, 1970.