

**МИНИСТЕРСТВО ВЫСШЕГО И СРЕДНЕГО СПЕЦИАЛЬНОГО
ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ УЗБЕКИСТАН**

**ТАШКЕНТСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АВИАЦИОННЫЙ
ИНСТИТУТ**

На правах рукописи

Александр Александров

«Совершенствование технологии обработки титаны»

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

на получение степени магистра

по специальности 5А520803 – Технология производства
летательных аппаратов

Научный руководитель: д.т.н., проф. Сайдахмедов Р. Х.

Ташкент – 2010 г.

ОГЛАВЛЕНИЕ	
Введение	4
Глава I. Особенности строения и механической обработки титановых сплавов, а так же методы повышения ее эффективности	6
1.1. Использование титановых сплавов в самолетных конструкциях.....	6
1.2. Основные свойства и структурные особенности титана и его сплавов.....	7
1.2.1. Химический состав и специфика химических свойств.....	8
1.2.2. Механические свойства титановых сплавов.....	10
1.2.3.Физические свойства.....	11
1.2.4. Металлографическая структура и классификация титановых сплавов.....	14
1.3. Обрабатываемость резанием титановых сплавов.....	15
1.3.1. Тепловые явления в процессе резания.....	16
1.3.2. Износ режущего инструмента.....	17
1.3.2.1. Износ режущего инструмента при обработке по корке.....	17
1.3.2.2. Износ режущего инструмента при чистовом и получистовом точении...	21
1.3.3.Рекомендованные ВНИАТ режимы резания титановых сплавов.....	23
1.4.1. Повышение эффективности обработки резанием титановых сплавов твердосплавными инструментами и инструментами из быстрорежущей стали...	26
1.4.2. Упрочнение инструментов для обработки титановых сплавов.....	27
1.5.Выводы.....	35
Глава II	37
2.1. Преимущества инструментов с износостойкими покрытиями.....	37
2.2. Требования к покрытиям.....	38
2.3. Классификация износостойких покрытий для режущего инструмента.....	41
2.4.Методы нанесения покрытия на режущий инструмент.....	48
2.5. Выводы.....	55
Глава III. Анализ адгезионного взаимодействия и выбор оптимального состава покрытия на режущем инструменте для обработки титановых сплавов	58

3.1. Общие вопросы соединения двух фаз.....	58
3.1.1. Адгезия, прилипание, контактное соединение, сцепление.....	60
3.1.2.Смачивающая способность и химическая активность контактной фазы...	61
3.2.Теоретические критерии адгезии и контактной активности металлов.....	62
3.2.1.Термодинамический критерий.....	62
3.2.2.Адгезионный износ режущего инструмента.....	63
3.3. Выбор состава покрытия.....	66
3.3.1. Выбор состава покрытия исходя из термодинамического критерия.....	66
3.3.2.Анализ влияния фазового и химического состава на свободную энергию образования тугоплавких соединений ΔG^0 кДж/моль.....	74
3.3.3.Выбор состава покрытия исходя из электронно-структурного критерия...	83
3.3.4.Расчет износостойкости покрытий, наносимых на режущий инструмент при обработке титановых сплавов.....	88
3.4.Выбор состава покрытия для обработки титановых сплавов резанием исходя из совокупности термодинамического, электронно-структурного критерия и расчетной износостойкости.....	96
Выводы	97
Общие выводы.....	98
Список использованной литературы.....	99

Введение

Столь широкое применение титановых сплавов объясняется целым комплексом их физико-механических и химических свойств, к которым относят низкий удельный вес, высокую удельную прочность, теплостойкость (до 500° С), коррозионная стойкость на воздухе и в морской воде, пассивность по отношению ко многим органическим и неорганическим кислотам и щелочам.

Однако увеличение длительной прочности материалов при повышенных температурах, их кратковременной прочности без значительного снижения вязкости, повышение сопротивления усталости, коррозионной стойкости и других свойств обеспечивающие надежную работу конструкции в условиях высоких силовых и тепловых нагрузок (включая циклические знакопеременные нагрузки и действие агрессивных сред), вызывают трудности при обработке титановых сплавов, которые вследствие специфики их физико-механических свойств, системы легирования и фазово-структурных превращений могут обрабатываться при значительно более низких скоростях резания, чем обычные конструкционные материалы.

В настоящее время особенно остро стоит проблема повышения производительности обработки (повышение скорости резания, глубины срезаемого слоя, подачи) при повышении износостойкости инструмента.

Эта проблема включает в себя меры, направленные на повышение обрабатываемости титановых сплавов, совершенствование технологии обработки и конструкции режущего инструмента, поиска и внедрения новых инструментальных материалов.

Как показывают исследования, одной из основных причин износа и разрушения режущего инструмента при механической обработке титановых сплавов является адгезионный износ, особенно выраженный при механической обработке в тяжелых условиях с ограниченным доступом

СОЖ на обрабатываемые участки (сверление, нарезание резьбы, фрезерование пазов).

Цель исследования. Целью данной работы является совершенствование механической обработки титановых сплавов, повышение производительности выбора оптимального состава износостойкого покрытия на режущих инструментах.

Задачи исследования.

1. Уменьшение адгезионного износа режущего инструмента, как одного из наиболее интенсивных при механической обработке титановых сплавов.

2. Выбор оптимального состава износостойкого покрытия для механической обработки титановых сплавов исходя из критерия его низкого адгезионного взаимодействия с титановыми сплавами.

Научная новизна.

1. Установлена зависимость между фазовым составом и свободными энергиями образования тугоплавких соединений $\Delta G^0_{обр}$, кДж/моль.
2. На основе адгезионного критерия, термодинамического, электронно-структурного, и расчета высокотемпературного схватывания выбран ряд составов износостойких покрытий (в порядке увеличения адгезионной активности):
 - термодинамического критерия: $WC \rightarrow VC_{0,6} \rightarrow VC_{0,9}N_{0,1} \rightarrow NbC_{0,6} \rightarrow TaC_{0,6} \rightarrow HfC_{0,6}$;
 - электронно-структурного критерия: $TaC \rightarrow WC \rightarrow NbC \rightarrow ZrC \rightarrow TaN \rightarrow HfN$;
 - расчета высокотемпературного схватывания: $WC \rightarrow TaC_{0,96} \rightarrow HfV_2 \rightarrow HfC \rightarrow ZrV_2 \rightarrow TiV_2$.
3. В качестве покрытия на режущем инструменте, предназначенном для механической обработки титановых сплавов рекомендован карбид вольфрама, как соединение, обладающее наиболее низким адгезионным взаимодействием с титановыми сплавами, и как

следствие, наименее подверженное износу. Это позволит увеличить производительность их механической обработки (скорости резания v , толщины срезаемого слоя t , подачи s) при одновременном повышении износостойкости режущего инструмента.

Апробация работы. Материалы работ докладывались на международной научно-технической конференции «Мониторинг летательных аппаратов - 2005» на темы: «Совершенствование обработки титановых сплавов с применением режущего инструмента с покрытиями», а также «Исследование влияние состава покрытия на адгезионное взаимодействие с обрабатываемым материалом» в г. Ташкенте.

Публикации. По результатам работы опубликовано 2 работы в сборнике научных трудов конференции «Мониторинг летательных аппаратов – 2005».

Глава I. Особенности строения и механической обработки титановых сплавов, а так же методы повышения ее эффективности

1.1. Использование титановых сплавов в самолетных конструкциях

Титановые сплавы применяются для изготовления сварных узлов и штампованных деталей, работающих при температуре 300-500°C, обшивок (ОТ4-1, ВТ5, ВТ20), силовых деталей каркаса планера, деталей шасси (ВТ-22), тяг, качалок основной системы управления и системы управления двигателями. В изделии ИЛ-76 из сплава ВТ22 изготавливают монорельсы закрылков, детали стоек шасси, силовые высоконагруженные кронштейны во всех системах и конструкциях самолета, оси крепления кулачков микропереключателей на центральном пульте летчиков, в качестве

усиливающих вставок в лонжеронах крыла, различных элементов жесткости – осей, вставок и тому подобных элементов.

Сплавы ОТ4, ВТ5, ВТ20 применяются преимущественно в виде листов, относятся к свариваемым сплавам. Они применяются для обшивки элеронов, предкрылков, носков крыла и оперения, в воздухозаборных каналах ВМТ и выхлопных каналах мотогондол изделия ИЛ-114 и ИЛ-114-100. Сплавы ВТ5, ВТ6, ВТ16 - повышенной прочности, используются для объемной штамповки.

Титановый сплав ВТ19 используют для изготовления крепежных элементов- болтов, винтов, заклепок, используемых в местах соединения ответственных узлов и работающих в тяжелых условиях.

Особенно выгодным становится применение титановых сплавов в качестве обшивки на сверхзвуковых самолетах, так как использование там алюминиевых сплавов невозможно из-за высокого нагрева обшивки при сверхзвуковом полете в результате трения о воздух.

1.2. Основные свойства и структурные особенности титана и его сплавов

Титан и сплавы на его основе характеризуются весьма благоприятным сочетанием физико-механических и химических свойств, главными из которых являются высокая удельная прочность, тепло - и коррозионную стойкость.[3]

1.2.1. Химический состав и специфика химических свойств

Сплавы на основе титана, содержащие добавки легирующих элементов по химическому составу представляют собой двойные Ti+Al (ВТ-5), тройные

Ti-Al-Cr (BT-3), Ti-Al-Mo (BT-8), Ti-Al-V (BT-6), Ti-Al-Mn (OT-4), Ti-Al-Sn (BT5-1), четверные Ti-Al-Cr-Mo (BT3-1, BT-15) и более сложные системы. Но так как сплавы титана содержат еще некоторое количество примесей Fe, Si, O₂, N₂, H₂, то их следует рассматривать как весьма сложные многокомпонентные системы. [4]

Таблица 1. Химический состав титановых сплавов. [2]

Марка сплава	Al	Cr	Mo	V	Mn	Fe	Si	C	O	N	H
α-сплавы											
BT1-1	-	-	-	-	-	0,3	0,15	0,1	0,15	0,05	0,015
BT1-2	-	-	-	-	-	0,3	0,15	0,1	0,15	0,05	0,015
BT5	4-5,5	-	-	-	-	0,3	0,15	0,1	0,15	0,05	0,015
BT5-1	4-5,5	2-3	-	-	-	0,3	0,15	0,1	0,2	0,05	0,015
(α+β)-сплавы											
BT3	4-6,2	2-3	-	-	-	0,8	0,4	0,1	0,2	0,05	0,015
BT3-1	4,5-6,2	1-2,5	1-2,8	-	-	1,5	0,4	0,1	0,2	0,05	0,015
BT6	4,5-6,5	-	-	3,5-4,5	-	0,3	0,15	0,1	0,15	0,05	0,015
BT8	5,8-6,8	-	2,8-3,8	-	-	0,4	0,35	0,1	0,15	0,05	0,015
OT4	2-3,5	-	-	-	0,8-2	0,4	0,15	0,1	0,15	0,05	0,015
BT14	3,5-5,5	-	2,8-3,5	0,3	0,3Zr	0,4	0,15	0,1	0,15	0,05	0,015
β-сплавы											
BT15	2,5-3,5	9,5-11,5	7-8	-	-	0,3	0,15	0,1	0,12	0,05	0,015

Отмечая высокую коррозионную стойкость титана и его сплавов на воздухе, в морской воде и ряде кислот, следует указать, что при повышенной температуре титан и его сплавы приобретают чрезвычайно высокую химическую активность.

Они энергично взаимодействуют с водородом водяного пара, кислородом и азотом воздуха, а так же с галоидами, углеродом, серой и другими элементами.

Интенсивное поглощение водорода начинается при 300°С, кислорода-при 500°С, азота-при 600°С.

С повышением температуры интенсивность поглощения этих газов резко возрастает.[4]

Изучение явления поглощения газов показало, что кислород, азот и водород не только образуют соединения на поверхности титана или его сплавов, но и проникают в кристаллическую решетку, образуя твердые растворы внедрения резко повышая твердость и хрупкость титана или сплава.

Взаимодействие с газами, значительно ухудшает механические свойства сплавов. Уже при небольшом увеличении содержания кислорода и азота в титане резко возрастают его твердость и прочностные характеристики (σ_B , σ_{02}) а пластические свойства (δ , α_H , ψ) столь же резко падают, что приводит к охрупчиванию металла. Так, при увеличении содержания кислорода до 0,25% пластические свойства сплава резко снижаются, а при увеличении содержания кислорода до 0,35% наступает хрупкое разрушение. Уменьшается разность между пределом прочности и пределом текучести, что является показателем технологической пластичности. Наиболее интенсивное изменение указанных свойств вызывает азот, наименее углерод.[4]

Как уже отмечалось, на поверхности титановой заготовки при повышенной температуре в результате взаимодействия титана с различными атмосферными газами происходит интенсивное образование различных соединений. Возникает окалина, состоящая из ряда окислов титана (от простых TiO Ti_2O_3 TiO_2 ,до более сложных- Ti_3O_2 Ti_3O_5 Ti_7O_{12}), а также включающая нитрид титана TiN Окислы и нитриды титана имеют высокую твердость –8-9 единиц шкалы Мооса, а микротвердость-2160 кг/мм².

Кроме влияния на механические свойства, кислород и азот, растворенные в соответствующих количествах в поверхностном слое титанового сплава, вызывают в нем фазово-структурные превращения. Они заключаются в образовании характерной α -структурой, поскольку эти элементы являются стабилизаторами α -фазы. Возникновение такой α -фазы всегда в той или иной степени имеет место при различных способах горячей обработки на воздухе.[5]

Так как этот альфированный слой имеет низкие пластические характеристики, то его присутствие в готовой детали не допустимо и поэтому он должен полностью удаляться последующей мех.обработкой. Однако из-за высокой твердости альфированного слоя его удаление при помощи режущих инструментов вызывает значительный износ инструмента и возможно только при низких значениях показателей резания.

Рассмотренное свойство титановых сплавов не может не сказаться и при осуществлении процесса резания, поскольку возникающие при этом высокие температуры значительно превышают те, при которых титан начинает активно реагировать с азотом и кислородом.

1.2.2. Механические свойства титановых сплавов

Титановые сплавы в отожженном состоянии по прочности в 2,5-3 раза превосходят алюминиевые сплавы, в 1,5-2 раза углеродистые и нержавеющей стали. В этом отношении они аналогичны лучшим маркам высоколегированных конструкционных (18Х2Н4ВА, 30ХГСА, 40ХНМА) и теплостойких (ЭИ891, 1Х12Н2ВМФ) сталей и жаропрочных сплавов на никелевой основе (ХН77ТЮР, ЭИ867) после термической обработки.[4]

Некоторые же сплавы титана, например, сплавы с β -структурой (ВТ15) в закаленном и подвергнутом старению состоянии превосходят по прочностным характеристикам указанные стали и сплавы.

Титановые сплавы по своей удельной прочности превосходят сплавы на основе алюминия, железа и никеля. Однако по своим пластическим свойствам титановые сплавы даже в отожженном состоянии не превосходят сплавы на основе железа и никеля. Предел прочности титановых сплавов незначительно превышает предел текучести. У сталей и сплавов на никелевой и алюминиевой основе этот предел значительно больше. Это свидетельствует о том, что пластическая деформация при растяжении титановых сплавов невелика.

Данные исследований, [5] позволяют предположить, что и в процессе резания титановых сплавов их пластические деформации вряд ли будут значительными.

1.2.3. Физические свойства

К особенностям физических свойств титана и его сплавов относят их низкий модуль упругости, низкой теплопроводностью и высокой теплоемкостью.

Низкий модуль упругости, означая повышенную склонность титановых сплавов к упругому деформированию, обуславливает последнее при обработке материалов резанием.

Сравнительно со сплавами на основе никеля, железа и алюминия теплопроводность сплавов на основе титана ниже в 4; 5 и 17 раз. [4]

Весьма низкие теплофизические свойства титановых сплавов представляют собой фактор, весьма негативно влияют на обрабатываемость их резанием.

Физико-механические свойства титановых сплавов представлены в табл.2.

Таблица 2. Физико-механические свойства титановых сплавов. [2]

Марка сплава	Вид заготовки	σ_B в кг/мм ² при температуре			$\sigma_{0,2}$ в кг/мм ²	δ в %	ψ в %	α_H в %	НВ в кг/мм ²	E в кг/мм ²	σ^{-1} на базе 10 ⁷ циклов	ρ в Ом/мм ²	γ в г/см ³	λ в кал/см*сек°С	C в кал/г°С	α^* в 10 ⁻⁶ /°С
		20	300	500												
BT3	Поковки, прутки	95-115	60-74	54-61	85-105	10-16	25-40	3-6	260-320	11000	45	1,58	4,46	0,017	-	8,4
BT3-1	То же	95-120	65	56	85-110	10-16	25-40	3-6	260-340	11500	48	1,36	4,5	0,019	-	8,6
BT6	Листы, прутки, поковки	90-100	65-75	50	80-90	10-15	30-45	4-8	320-360	11300		1,6	4,43	0,018	-	8,4
BT8	Поковки, прутки	105-120	88	75	95-115	9-16	30-55	3-6	310-350	12000	≥50	1,61	4,47	0,017	0,12	8,4
OT4	Листы, поковки,	70-90	44,5	39	55-65	12-20	25-55	3,5-6,5	200-300	11000-12000	-	-	4,55	0,02	-	8,0

BT1-1	прутки Листы, полосы	45- 60	-	19,3	38-50	≥25	≥50	7	130- 180	10500	-	-	4,5	0,039	-	8,3
BT1-2	То же	55- 70	-	19,3	46-60	≥20	≥45	5	170- 250	11000	-	-	4,5	0,039	-	8,3
BT5	Прутки, проволока, поковки	70- 95	58	48	60-85	10- 15	30- 45	3-6	269	10500	45	1,08	4,5	0,018	-	8,0
BT14	Листы, полосы, прутки	115- 140	90- 105	70- 76	108- 130	6- 10	-	2,5- 3,5	340- 370	11000	44	-	4,52	0,02	0,12	8,0
BT-15	Листы, прутки, поковки	130- 150	120	100	118- 140	3-6	-	2,5- 3,0	380- 420	11000	50	1,55	4,89	0,019	0,12	9,1

1.2.4. Металлографическая структура и классификация ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Титан обладает полиморфизмом и существует в двух аллотропических модификациях. Низкотемпературная модификация, называемая α -титаном существует при температуре ниже $882,5^{\circ}\text{C}$ и характеризуется гексагональной решеткой с параметрами, $a=2,9504\text{A}$ и $c=4,6833\text{A}$ при температуре 25°C . Высокотемпературная модификация, называемая β -титаном, существует при температуре выше $882,5^{\circ}\text{C}$ и имеет кубическую объемноцентрированную решетку с параметром, $a=3,3065\pm 0,0001\text{ A}$ при 900°C . [4]

В соответствии с аллотропическими модификациями титана находится структура титановых сплавов.

Все легирующие элементы, применяемые при разработке титановых сплавов, делят на три группы:

1. Элементы, стабилизирующие α - модификацию титана и называемые α -стабилизаторами, они повышают температуру аллотропического превращения титана и расширяют область α – фазы. К их числу относят алюминий, кислород, азот и углерод.

2. Элементы, β -модификацию титана и называемые β -стабилизаторами, они повышают температуру аллотропического превращения титана и расширяют область β – фазы. Ими являются хром, железо, молибден, ванадий, марганец, кремний и др.

3. Элементы, слабо влияющие на фазовый состав титановых сплавов и составляющих группу нейтральных упрочнителей. К ним относят олово, цирконий и германий. [4]

К сплавам с α - структурой относят сплавы ВТ5, ВТ5-1и другие. Сплавы характеризуются высокой термической стабильностью, хорошей свариваемостью аргонно-дуговой сваркой, более низкой пластичностью, чем

сплавы с β - и $(\alpha+\beta)$ -сплавы, и неспособностью к упрочнению термической обработкой.

К β -сплавам относят ВТ15 и другие. Они сочетают в себе хорошую пластичность и свариваемость и потому находят широкое применение в промышленности.[3]

1.3. Обрабатываемость резанием титановых сплавов

В отличие от обычных конструкционных материалов, включая и высокопрочные, титановые сплавы сохраняют высокие прочностные свойства даже при повышенных температурах, что затрудняет их обработку резанием. Поэтому повышение скорости резания и, следовательно, температуры обработки не уменьшает сил резания, а усиливает абразивный и адгезионный износ инструмента вследствие его размягчения (самоотпуска).

Наличие в жаропрочных сплавах твердых карбидов металлов, нитридов и других твердых включений усугубляет абразивный износ инструмента. При обработке деталей из титановых сплавов образуется хрупкая стружка, которая легко схватывается с материалом инструмента и вызывает его интенсивное выкрашивание и сколы. Упрочнение наклепом, а так же высокая склонность к окислению при повышенных температурах также затрудняют обработку резанием. Низкая теплопроводность вызывают увеличение адгезионного износа и наростообразования. Интенсивное наростообразование не снижается даже при существенном уменьшении скорости резания, что особенно характерно для резанием твердосплавным инструментом. Нарост образуется на передней поверхности инструмента в зоне схода стружки в условиях действия высоких температур и давлений. Процесс наростобразования усугубляется еще и тем, что обработка этих сплавов характеризуется небольшой площадкой контакта стружки с инструментом, в результате которого на режущей кромке создаются концентрации высоких напряжений.

Образующийся при резании нарост представляет собой наваренный на инструмент, окисленный и упрочненный абразивостойкий материал обрабатываемой детали из титанового сплава, причем прочность сцепления нароста с инструментом настолько высока, что в процессе резания периодический отрыв нароста сопровождается вырыванием материала инструмента и нарушением целостности режущей кромки.

Особенно отчетливо подобное схватывание наблюдается при фрезеровании, когда прочность сцепления обрабатываемого материала с инструментом настолько высока, что вызывает выкрашивание и вырывание отдельных участков инструмента, особенно твердосплавного. Вследствие этого чистота поверхности при обработке значительно ниже, чем для обычных конструкционных материалов, причем с повышением прочности чистота обработанной поверхности повышается.

1.3.1. Тепловые явления в процессе резания

Экспериментальным и аналитическим путем установлено, что при резании титановых сплавов возникают весьма высокие температуры, в 2-3 раза превосходящие температуры, возникающие при обработке сплавов на основе железа и алюминия и близкие к температурам, возникающим при резании жаропрочных сплавов.

Так температура резания при точении титанового сплава ВК3-1 достигает 800°C уже при $v=40$ м/мин, $s=0,17$ мм/об и $t=1,5$ мм.[5]

Причина возникновения высоких температур обуславливается характерной особенностью теплофизических свойств титановых сплавов: сравнительно низкой теплоемкостью, малым удельным весом и в особенности очень низким коэффициентом теплопроводности.

Вследствие этого значительная часть тепла, выделяющегося при резании, передается на режущий инструмент и в стружку, а в обрабатываемую заготовку отводится малая его часть.

Влияние параметров теплофизических свойств (λ , γ , c) титановых сплавов на температуру настолько велико, что в условиях меньшего, по сравнению со сталями, тепловыделения температура деформированной зоны и прилегающих слоев титановых сплавов значительно выше, чем у сталей.

Установленная зависимость представляет одну из важных характеристик влияния физических свойств титановых сплавов на обрабатываемость их резанием.

Возникновение высоких температур в зоне резания заставляет значительно снижать режимы резания, так как при больших значениях скорости резания, подачи и глубины срезаемого слоя, температура в зоне резания очень скоро начинает превосходить теплостойкость твердосплавного инструмента, не говоря уже об инструменте из быстрорежущих сталей.

1.3.2. Износ режущего инструмента

1.3.2.1. Износ режущего инструмента при обработке по корке

При обработке титановых сплавов наибольшие трудности возникают при выполнении обдирочных операций, проводимых для удаления дефектного поверхностного слоя.

Трудности обуславливаются тем, что при обработке со снятием корки происходит особенно интенсивный износ инструмента.

Характеру и интенсивности заступления режущего инструмента может быть дано следующее объяснение. Поверхности слитков и полуфабрикатов титановых сплавов покрыты окалиной и коркой, которые образуются при взаимодействии титана с кислородом и азотом воздуха и диффузии этих газов в кристаллическую структуру сплава (α -слой), что при резании приводит к тому, что режущие элементы инструмента подвергаются истирающему воздействию абразивного характера. Вследствие этого

интенсивно изнашиваются главным образом задняя поверхность и режущая кромка, особенно в месте касания с коркой. Передняя же поверхность резца не контактирует с коркой, прирезцовый слой характеризуется значительно меньшей твердостью и однородной структурой, а скорость резания при обработке по коре невелика; поэтому эта поверхность в меньшей степени подвергается истирающему воздействию. Образование сколов по передней и задней поверхностям и выкрашивание режущей кромки при точении режущими пластинками из сплавов ВК2, ВК6, ВК4, ВК3М, Т14К8, Т15К6, ТТ20К9, можно объяснить тем, что при черновой обработке снимается неравномерный по глубине слой и действует переменная нагрузка. Периодическое изменение нагрузки на режущую кромку резца подобно удару при прерывистом резании вызывает выкрашивание кромки и сколы по рабочим поверхностям резца, причем наиболее значительные сколы наблюдаются в месте касания кромки с коркой.

По видимому в данном случае возникают и усталостные напряжения в материале инструмента у режущей кромки, приводящие к ее хрупкому разрушению. [5]

Кроме отмеченных видов разрушения (абразивного износа, хрупкого разрушения, смятия), наблюдается износ, обусловленный адгезионными явлениями. Последний наиболее характерен для передней поверхности инструмента при обдирочных операциях, выполняемых со снятием корки, а также при точении с ее удалением со средней скоростью резания $v=40-60$ м/мин и подачей $s>0,2$ мм/об, причем особенно при проведении этой обработки резцами с пластинками из двух - и трехкарбидных сплавов.

Стойкое налипание наблюдается на пластинках из сплавов ВК3М, ВК4, ВК6М. [5]

В меньшей степени явление адгезии наблюдается при обработке резцами с пластинками из ВК6, ВК8, ВК8Та, ВК12, ВК12Та. [5]

Сущность явления адгезии представляется в налипании, смачивании материала инструмента резца материалом заготовки. Это налипание

происходит из-за того, что поверхностная энергия атомов материала инструмента в процессе резания и связанных с ним тепловых явлений, выражающихся в значительном нагреве инструмента и стружки, начинает превосходить энергию связи атомов обрабатываемого материала между собой. В результате чего происходит очень прочное схватывание стружки, фактически приваривание ее к поверхности инструмента.

При периодическом изменении условий резания происходит срыв приварившихся частиц обрабатываемого материала вместе с материалом инструмента. Особенно выраженной это явление при обработке многолезвийным инструментом-фрезеровании и обработке отверстий - сверлении, развертывании, нарезании резьб.

При фрезеровании срезанная зубом стружка, как правило, приваривается к его передней поверхности и отскакивает лишь при последующем врезании, что приводит к частым выкрашиваниям и сколам.

При сверлении, особенно мелких отверстий, вследствие затрудненного отвода стружки, она может налипнуть на инструмент до такой степени, что силы схватывания вызовут поломку инструмента в отверстии.

Применение в качестве обрабатываемого материала быстрорежущих сталей марки P18, P9K5, P9Ф5 при обработке по корке с применением стандартной эмульсии и прочих условиях, аналогичных условиям резания инструментом, оснащенным пластинками из твердых сплавов, подвержены интенсивному износу, как по передней, так и по задней поверхности, достигающему катастрофического значения уже в самом начале резания. Даже при обработке со скоростью в 2,5 раз меньше, чем при точении резцом из сплава BK8, износ резцов из быстрорежущих сталей достигает значительной величины. [5]

Таблица 3. Износ режущего инструмента при черновой обработке титановых сплавов.

Сплав	Характер износа режущего инструмента
8 8Та 12Та	Износ по задней поверхности без сколов и выкрашиваний
3М 4 6М 6	Значительные сколы по задней поверхности, в месте контакта задней поверхности резца и заготовки, сколы и вырывания по передней поверхности
12 15 15М	Затупление в результате смятия контактных поверхностей по режущей кромке
5К6 4К8	Хрупкий износ, подобно ВК3М, ВК4, ВК2
К10	Весьма интенсивный, хоть и менее хрупкий износ, чем у Т15К6, Т14К8

T5 K12B	
TT 10K8Б TT 20K9	Износ аналогичен T15K6, T14K8
P1 8 P9 K5 P9 Ф5	Катастрофический износ в самом начале резания

Данные результаты получены при следующих режимах

резания: $v=10 \mid 28\text{м/мин}$, $s=0,3\text{об/мин}$, $t=1 \mid 6\text{ мм}$.

Геометрические параметры резца: $\alpha=\alpha_1=\varphi_1=15^\circ$, $\gamma=0^\circ$, $\varphi=45^\circ$, $\lambda=0^\circ$,
 $R=0,6-0,8\text{мм}$. [5]

1.3.2.2. Износ режущего инструмента при чистовом и получистовом точении

При чистовом и получистовом непрерывном точении исследуемых титановых сплавов резцами, оснащенными пластинками из однокарбидного твердого сплава, процесс износа можно быть представлен в следующем виде. В начальный период резания на задней поверхности резца, вдоль режущей кромки, наблюдается появление характерных штрихов износа, являющиеся результатом трения между контактными поверхностями инструмента и заготовки. Износ по передней поверхности при этом представляет след сходящей стружки и имеет вид лунки. При дальнейшем резании происходит развитие износа, как по передней, так и по задней поверхности.

Таблица 4. Износ режущего инструмента при чистовой и получистовой обработке титановых сплавов.

Сплав	Характер износа режущего инструмента
ВК2 ВК3М ВК4 ВК6 ВК6М ВК8 ВК8Та ВК12Та	Износ в виде лунки по передней поверхности, при дальнейшем резании развивающийся и приводящий к выкрашиванию режущей кромки. По задней поверхности образуется фаска износа. При этом происходит не только истирание, но и выкрашивание кромки, что при дальнейшей обработке приводит к выкрашиваниям и сколам.
Двух - трехкарбидные сплавы	Более интенсивный износ того же характера.
Быстрорежу щие стали	Значительный износ пол передней и задней поверхностям при скоростях резания $v=50-60$ м/мин; использование возможно лишь при резании со скоростями $v=10-15$ м/мин. При резании наблюдается быстрое притупление режущих кромок.

Исследования проводились при резании сплавов ВК8 и ВК15 и при следующих режимах резания: $v =$ м/мин;

$$s=0,2-0,5 \text{ мм/об}; t = 0,5-1,5 \text{ мм.}$$

Средняя стойкость твердосплавного инструмента при таких условиях составляет 20-26 мин.[5]

Повышенная интенсивность износа режущего инструмента при получистовом и чистовом точении титановых сплавов, определяется двумя факторами: повышенной истирающей способностью титановых сплавов и высокой температурой граничных слоев.

В зависимости от условий резания степени влияния этих факторов изменяется. При повышении скорости и подачи возрастает значение теплового фактора и наступает мгновенный износ. При понижении этих параметров доминирующее значение приобретает истирающая способность титановых сплавов. Повышенная истирающая особенность титановых сплавов связана с особенностями их физико-химических свойств и структуры. При исследовании деформации срезаемого слоя и качества обработанной поверхности титановых сплавов выявлено, что при определенных температурных условиях срезаемый и остающийся слой из-за высокой химической активности титана к кислороду и азоту воздуха поглощают эти газы, что вызывает их упрочнение и охрупчивание. Упрочнение слоев и альфирование их структуры приводят к более интенсивному истиранию контактных поверхностей режущего инструмента, как это наблюдается при черновой обработке по корке.[5]

В соответствии с этим при небольших и средних скоростях резания ($v=20-40$ м/мин), когда из-за невысокой температуры зоны резания диффузия незначительна, износ протекает с обычной интенсивностью и не приводит к разрушению режущей кромки инструмента.

При повышении скорости резания температура зоны резания значительно возрастает, срезаемые слои в той или иной степени насыщаются газами и, упрочняются и охрупчиваются, развитие абразивного износа происходит более интенсивно. При скоростях резания $v=100-130$ м/мин роль теплового фактора возрастает, и интенсивное развитие износа является результатом влияния этого фактора.

Механизм процесса износа резцов с твердосплавными пластинками при точении титановых сплавов представляется следующим. Под влиянием развивающейся в процессе резания высокой температурой происходит снижение прочностных характеристик титанового сплава и материала режущего инструмента в зоне резания. Однако снижение прочности поверхностных слоев обрабатываемого титанового сплава под влиянием

температурного фактора не является значительным, поскольку вследствие поглощения ими кислорода и азота воздуха происходит упрочнение этих слоев.[5] Побочным результатом этого является увеличивающаяся адгезия.

В результате происходит интенсивный износ режущего инструмента под действием вышеперечисленных факторов.

1.3.3. Рекомендованные ВНИАТ режимы резания титановых сплавов

На основании многочисленных экспериментальных данных и опыта механической обработки титановых сплавов на авиационных предприятиях ВНИАТом были рекомендованы следующие режимы резания и материалы режущих частей инструмента.

При точении: из твердых сплавов-ВК8, ВК6М; дисперсионно-твердеющий сплав ЭП831; параметры резания: $v=20$ м/мин (с коркой) ; $v=40-60$ м/мин (без корки); $s=0,4-0,5$ мм/об; $T=60$ мин;

из быстрорежущих сталей-Р9К5, Р6М5К5, Р9М4К8; параметры резания: $v=12-15$ м/мин; $s=0,2-0,3$ мм/об (для полустогового) и $s=0,08-0,1$ мм/об; $T=20$ мин.

При точении по корке быстрорежущие стали применять не рекомендуется; инструмент становится негодным при износе по задней поверхности 0,6 мм.При торцевом фрезеровании из твердых сплавов-ВК8; Параметры резания: $v=30-40$ м/мин (с коркой); $v=40-60$ м/мин (без корки); $s=0,05-0,1$ мм/зуб; $T=180$ мин;

При дисковом фрезеровании: $v=30-50$ м/мин; $s=0,05-0,12$ мм/зуб; $T=20$ мин;

При концевом фрезеровании быстрорежущие стали Р9К5, Р9К10, Р6М5К5, Р9М4К8, Р8М3К6, Р12Ф2К8М3;

$v=20$ м/мин (с коркой) ; $v=40-60$ м/мин (без корки); $s=0,4-0,5$ мм/об; $T=60$ мин; параметры резания: $T=90$; $s=0,06-0,115$ мм/зуб.

При сверлении твердые сплавы ВК8, ВК6М; из быстрорежущих сталей-Р9К5, Р6М5К5, Р9М4К8, Р12Ф2К8М3, ЭП831;

Таблица 5. Рекомендованные ВНИАТ режимы резания при сверлении титановых сплавов.[9]

Обрабатываемый материал	Сверло		Т мин	Режимы	
	d, мм	материал		v, м/мин	s, мм/об
ОТ4, ВТ5 и другие с $\sigma_B=70-95$ кг/мм ²	3-5	Быстрорежущие стали	4-5	8-11	0,04-0,05
	6-10		8-15	11-15	0,05-0,1
	11-20		15-25	13-18	0,1-0,15
ВТ16, ВТ22, ВТ20 с $\sigma_B=100-120$ кг/мм ²	3-5	Быстрорежущие стали	4-5	7-10	0,03-0,05
	6-10		8-15	10-12	0,04-0,06
	11-20		15-25	12-17	0,05-0,1
ВТМ с $\sigma_B \geq 130$ кг/мм ²	3-5	Твердые сплавы	4-5	13-15	0,04-0,06
	6-10		8-15	14-16	0,05-0,07
	11-20	ЭП831	15-25	15-17	0,07-0,1

При зенкерования и развертывании используются те же материалы, что и при сверлении;

$v_{\text{зенк}}=3-7$ м/мин (на вертикально-сверлильных станках); $v_{\text{зенк}}=10-15$ м/мин (на токарных станках);

$v_{\text{разв}}=10-16$ м/мин (быстрорежущие стали);

$v_{\text{разв}}=18-35$ м/мин (твердые сплавы);

$s_{\text{зенк}}=0,2-0,6$ мм/об (для зенкера диаметром 10-40 мм);

$s_{\text{разв}}=0,2-1,2$ мм/об (для быстрорежущих сталей);

$s_{\text{разв}}=0,2-1$ мм/об (для твердых сплавов).[9]

При нарезании резьб используются те же материалы, что и при сверлении;

Таблица 6. Рекомендованные ВНИИТ режимы резания при нарезании резьбы в титановых сплавах.[9]

Ра змеры ре зьбы	Скорость резания при обработке сплавов с σ_B , (кгс/мм ²), м/мин.		
	До 80	81-120	121-140
М 3·0,5	4-6	2-3	1-1,5
М 4·0,7			
М 5·0,8	5-7	3-4	2,5-3
М 6·1,0			
М 8·1,25	6-9	4-6	2-3
М 10·1,5	7-9	4-6	2-4
М 14·2	9-12	5-7	2-4

Как видно из этих значений обработка традиционными быстрорежущими сталями и твердыми сплавами не может в силу приведенных в предыдущих главах причин обеспечить высокопроизводительную обработку резанием титановых сплавов. Особенно низкие показатели параметров резания вследствие как абразивного, так и адгезионного износа инструмента при нарезании резьбы и сверлении отверстий малого диаметра.

1.4.1. Повышение эффективности обработки резанием титановых сплавов твердосплавными инструментами и инструментами из быстрорежущей стали

При резании титановых сплавов наиболее широко используется твердосплавный инструмент (в основном вольфрамовой группы) и инструмент из быстрорежущих сталей.

Применение твердых сплавов, легированных карбидом титана не дает существенного преимущества при обработке титановых сплавов вследствие повышенного химического взаимодействия инструмента с обрабатываемым материалом.

Для увеличения стойкости инструмента и повышения производительности обработки необходимо применять прогрессивную технологию производства инструмента.

Уже созданы твердые сплавы со сверхтонкой структурой (особомелкозернистые сплавы типа ОМ-ВК6-ОМ, ВК-10-ОМ, ВК15-ОМ), в которых путем измельчения зерна удалось повысить вязкость и твердость. Эти сплавы имеют повышенную плотность, что позволяет улучшить шлифуемость и получать при затачивании острую кромку.

Повышает эффективность обработки титановых сплавов применение инструмента из порошковых быстрорежущих сталей.[6]

Немалым резервом в повышении эффективности обработки титановых сплавов является выбор состава СОЖ и метод подводки в зону резания. Так применение СОЖ при резании титановых сплавов стальным инструментом позволяет повысить скорость резания на 20- 40%. Применение СОЖ обеспечивает также повышение стойкости инструмента и качества обработанной поверхности. При обработке титановых сплавов весьма эффективны сульфинированные СОЖ с поверхностно-активными присадками, которые, адсорбируясь на контактных поверхностях,

пластифицируют поверхностный слой обрабатываемого материала и облегчают взаимное перемещение контактных поверхностей инструмента и обрабатываемой детали. При этом уменьшается наклеп металла и напряженное состояние инструмента. Применяемые СОЖ (Аквол-2, уринол-1, Аквол-10) представляют собой смеси на основе масел, куда входят эмульгаторы, различные активные присадки и т.п.[6]

Так же рекомендуется применять хлорированные СОЖ, которые существенно уменьшают адгезию.[16]

Кроме того, для повышения стойкости инструмента опробуются твердые смазки на основе дисульфида молибдена, наносимые на рабочие поверхности инструмента. Применение дисульфида молибдена позволяет повысить стойкость фрез, сверл, метчиков в 3-4 раза вследствие снижения наростообразования и улучшения условий резания.[6]

1.4.2. Упрочнение инструментов для обработки титановых сплавов

Одним из важных факторов, определяющих производительность обработки резанием и высокое качество обработанных изделий, является стойкость режущего инструмента: сохранение геометрии режущей кромки и высокой твердости поверхностного слоя в работе.

Основными требованиями, предъявляемыми к инструментальному материалу для обработки титановых сплавов, являются повышенная прочность и вязкость, в сочетании с достаточно высокой твердостью, низкая химическая активность к обрабатываемому материалу, высокая теплостойкость и стойкость к наростообразованию.

Существенным резервом повышения производительности обработки титановых сплавов и повышения износостойкости инструмента является упрочнение инструмента путем нанесения износостойких покрытий.

Для обработки титановых сплавов применяются одно-

двух - и многослойные покрытия, которые считаются наиболее перспективными.

Эти покрытия имеют верхний слой из твердых материалов TiCN, Al₂O₃, BN и других и вязкие промежуточные зоны, а также покрытия с постепенным изменением состава по толщине слоя.[6]

Подобные покрытия предохраняют инструмент от абразивного и адгезионного износа, уменьшают отслаивание и скалываемость инструмента.

Выявлено, что состав износостойких покрытий существенно влияет на процессы, протекающие на контактных площадках инструмента. Покрытия сложного состава благодаря высокой трещиностойкости, прочностным свойствам, высокому уровню сжимающих и остаточных напряжений сдерживают процессы развития и образования трещин. Уровень контактных и тепловых нагрузок в сочетании с более высокой сопротивляемостью покрытий сложного состава к процессам трещинообразования является одной из причин более высокой работоспособности инструмента с такими покрытиями. Направленным изменением свойств покрытия путем легирования или изменения состава газовой среды можно управлять термомеханической напряженностью режущего клина инструмента, сдерживать процессы трещинообразования и разрушения.[10]

Многочисленные исследования в области применения различных износостойких покрытий проводились в странах СНГ.

Так учеными А. С. Верещакой и И. П. Третьяковым были проведены исследования композиционных, многослойных покрытий, предназначенных для обработки труднообрабатываемых материалов. При этом кристаллохимические свойства и состав элементов соединения выбирали такими, чтобы обеспечить максимальное снижение склонности к схватыванию с обрабатываемым материалом. Как известно, эта склонность снижается при достаточно сильном отличии кристаллохимического строения контактирующей пары. Так, оказалось, что для поверхностных слоев композиционных покрытий оказалось выгодным вводить в их состав

соединения (нитриды, карбонитриды, карбиды) VI группы переходных металлов, которые имеют большое количество модифицированных фаз, существенно отличающихся по строению от строения большинства труднообрабатываемых материалов.

Эти слои могут обеспечить высокую пассивность композиционного покрытия к обрабатываемому материалу. Для обеспечения термодинамической устойчивости и создания непрерывного ряда растворимости с внутренними слоями покрытия, непосредственно примыкающими к матрице в поверхностные слои было введено некоторое количество соединений металлов IV и V групп, причем их содержание по глубине покрытия непрерывно возрастало. Это позволило обеспечить высокую прочность сцепления покрытия с инструментальной матрицей.

В результате испытания было выявлено, что для промышленного внедрения целесообразно применять композиционные покрытия на основе соединений титана, циркония и молибдена. Так, при обработке сплава BT20 режущими пластинами из ВК6 наилучшие результаты показало покрытие (25% Ti-75%Cr)N. Применение данного покрытия позволяет увеличить скорость резания до $v=55-80$ м/мин, а стойкость инструмента возросла в 2-2,5 раза. Покрытия наносились методом КИБ.[8]

Исследования, проведенные в СНГ, выявили перспективность нанесения покрытий на инструмент с режущей частью из ВК6 покрытий на основе MoN, (Mo+Cr)N, (Nb+Zr)N при обработке резанием титанового сплава BT20.[11]

Было исследовано влияние покрытий на стойкость спирального сверла диаметром 9 мм. В результате исследований выявили: покрытия из Mo, Cr повышают стойкость сверла в 3 раза; покрытия из Mo+ZrN, Cr+ZrN – в 4,5 раза; покрытия из Mo+TiN-в 3,5 раза; покрытия из Cr+TiN – в 2 раза; покрытия из TiN- в 1,5 раза.[11]

У нас в Республике проводились исследования стойкости инструмента с износостойкими покрытиями, нанесенными по технологии, разработанной Саиахмедовым Р.Х, Карпманом М.Г. и Фетисовым Г.П.

Покрyтия были сформированы ионно-плазменным методом. Испытания проводились на Ташкентском Авиационном Производственном Объединении имени В. П. Чкалова и дали следующие результаты:

-У метчиков из P18 с покрытиями (TiN), (Ti,Cr)₂N при нарезании резьбы на титановом сплаве BT22 стойкость возросла в 2,6 раз;

-У сверл из P18 с покрытием TiN стойкость возросла в 1,8 раз.

-У сверл из P18 с покрытием (Ti,Cr)₂N стойкость возросла в 2 раза.

-У сверл из P18 с покрытиями на основе трехкомпонентных нитридов хрома и ванадия (V,Cr)₂N +(V,Cr)N стойкость возросла в 3,5 раз.[7]

Исследования, проведенные Ю.Г. Кабалдиным, Н. Е. Кожевниковым и В.В. Селезневым показали рост стойкости спиральных сверл из быстрорежущей стали P6M5K5 с покрытием Mo+ZrN и Cr+ZrN в 4,5 раза при обработке титанового сплава BT20.[17]

В Российской Федерации ведется внедрение инструмента с износостойкими покрытиями, которые наносятся: ионным осаждением в вакууме на установках типа ННВ 6.6-И1, “Булат”, ИЭТ, ПУСК и т.п. при температурах инструмента порядка 400 - 600° С. Толщина покрытий составляет 1-10 мкм. Предназначены: для упрочнения резцов, фрез, сверл, метчиков, развёрток, зенкеров и т.п., изготовленных из термостойких твёрдых сплавов и быстрорежущих сталей. В отличие от известных простых покрытий по типу нитрида (карбида) титана или окислов, разработанные покрытия представляют собой композиции (набор) соединений по типу боридов, силицидов, нитридов и карбидов тугоплавких металлов. Подбором оптимального многофазного состава покрытия для конкретных инструментов и условий эксплуатации достигается износостойкость сравнимая или даже превосходящая показатели лучших образцов импортного инструмента фирм Sandvik Coromant, Metall Werke Pianssee и др. Композиционные многофазные

покрытия гарантируют повышение износостойкости не менее чем в 2-3 раза и рекомендуется, в первую очередь, для упрочнения инструмента, предназначенного для резания труднообрабатываемых материалов - высоколегированных и закалённых сталей, титановых сплавов и т.п.[15]

Московский Государственный технический университет «Станкин» разрабатывает проект нанесения на инструмент из быстрорежущих сталей износостойких покрытий.

Целью проекта является разработка технологии повышения работоспособности и надежности инструмента из быстрорежущей стали и концепции комплексной упрочняющей обработки на базе исследований контактных процессов и теплового состояния инструмента при резании различных материалов.

Формирование диффузионной термостабильной зоны толщиной 30-50 мкм на границе раздела покрытие — инструмент позволяет сохранить формоустойчивость режущего клина при повышенных температурах, возникающих при резании труднообрабатываемых материалов, и обеспечивает благоприятные условия для работы покрытия (толщиной 3- 10 мкм).

Использование инструмента из быстрорежущей стали с комплексной обработкой на операциях механической обработки металлов обеспечивает:

- повышение производительности обработки резанием на 75-100%;
- повышение стойкости инструмента в 4-6 раз при резании конструкционных сталей, в 2.5-3,5 раза — при резании коррозионно-стойких и жаропрочных сталей, в 2-2,5 раза — при обработке никелевых и титановых сплавов;
- сокращение расхода сложнопрофильного инструмента на 30% вследствие увеличения суммарного количества повторных переточек инструмента.

Сегмент рынка, где может быть использован режущий инструмент из быстрорежущей стали с многослойным износостойким покрытием: машиностроение, авиастроение, автомобилестроение. Имеются предварительные и действующие соглашения о закупке оборудования и

поставках режущего инструмента из быстрорежущей стали с многослойным покрытием с ОАО «АВТОВАЗ» (Тольятти) и заводом «Салют» (Москва), МИЗ (Москва), КНААПО (Комсомольск на Амуре).[14]

В Томском Государственном Техническом Университете разработаны технология и установка ВМН-5 “Квант” для нанесения на поверхность изделия нанокристаллических структур высоковакуумными магнетронами с одновременной бомбардировкой высокоэнергичными газовыми ионами.

Технология и оборудование позволяют получать износостойкие защитные нанокристаллические покрытия на большую площадь материала без дополнительной последующей обработки в целях многократного повышения эксплуатационных характеристик инструмента, материалов и изделий.

С помощью этих методов можно получить:

- Нанесение сверхтвердых (35–60ГПа), износостойких, коррозионно-стойких, антифрикционных покрытий толщиной до 20 мкм с размером кристаллита от 1 до 20 нм на режущий инструмент, штампы, пресс-формы, рабочую поверхность деталей машин.
- Увеличение в 1,5 – 4 раза срока службы упрочненного инструмента в зависимости от условий работы и материала.
- Повышение скорости механической обработки, а также возможность обработки в отсутствие смазочно-охлаждающих жидкостей.

Повышение ресурса работы и придание новых эксплуатационных качеств металлообрабатывающего инструмента, рабочих деталей машин и ответственных металлоконструкций.[13]

Фирма «Kennametal» (США) выпускает твердосплавные пластины КС850 со специальным многослойным покрытием, которое имеет повышенную стойкость к скалыванию, наростообразованию и кратерному износу даже при тяжелых режимах резания, что позволяет повысить скорость обработки и увеличить подачу.[12]

Многие зарубежные фирмы приступили к массовому производству стальных инструментов с износостойкими покрытиями, что позволяет в 1,5-2 раза увеличить скорость резания. Покрытия наносятся на инструмент из быстрорежущей стали при температуре 500-600°C без структурных превращений. Износостойкие покрытия на инструменте из быстрорежущей стали повышают теплостойкость инструмента, снижают склонность режущей кромки к размягчению в условиях возникновения высоких температур при резании титановых сплавов и повышает абразивную стойкость инструмента.[6]

Покрытия TiC, TiN другие обладают повышенной твердостью (HV 2000-4000) и не имеют резкой границы раздела со стальной подложкой, что обеспечивает сочетание твердой и химически инертной поверхности и вязкой сердцевины.[6]

Фирма Sumitomo denki Kogyo (Япония) разработала новый процесс Cold Ace нанесения покрытий из TiC, TiN на быстрорежущие стали. Эти покрытия наносятся в камере в среде реактивного газа под давлением $3 \cdot 10^{-4}$ мм. рт. ст.

Эта фирма также выпускает инструмент из быстрорежущих сталей с подобными покрытиями из соединений титана.

Покрытия толщиной 2-6 мкм наносятся на стальной режущий инструмент любой конфигурации, причем технология и температурный режим (до 500 °С) процесса нанесения покрытий позволяют получить прочное сцепление покрытия с основным металлом без нежелательных изменений свойств стали. Пониженная скалываемость инструмента объясняется постепенным переходом от вязкой основы к твердой поверхности, препятствующая росту трещин в теле инструмента.

Стойкость режущих пластин благодаря покрытию Cold Ace возросла в 5-20 раз, а срок службы инструмента увеличивается в 3-8 раз при возрастании скорости резания и подачи в 1,5-2 раза.[6]

Перспективными при обработке титановых сплавов являются покрытия на основе нитридов Mo, Hf, Zr и других.

Рост твердости поверхностного слоя твердосплавных пластин также достигается химико-термической обработкой при 1450°C, перед которой пластины покрываются пастой из окислов TiO₂ и ZrO₂. В результате подобной обработки образуется диффузионный слой, насыщенный твердыми частицами карбидов TiC, ZrC и другими, а в промежуточном слое в результате распада карбида образуются переходные зоны с наличием твердых растворов TiC-C, TiC- ZrC, которые увеличивают твердость поверхностного слоя и снижают износ инструмента. При резании твердосплавными пластинами после высокотемпературной обработки их в вакууме в пастах из окислов отмечается пониженное схватывание и налипание стружки к режущим кромкам, что снижает температуру в зоне контакта стружки и инструмента.[6]

Для повышения стойкости стального инструмента широко используют борирование, карбонитрирование, ионное нитрирование (азотирование) диффузионное насыщение поверхности карбидами B, Cr, Nb , а также термоэлектрический способ насыщения Ni и P.

Стойкость стального инструмента после ионного азотирования возрастает в два раза.[6]

Из физических методов упрочнения наиболее распространено лазерное, в 2-5 раз повышающее стойкость инструмента. Под воздействием лазерного излучения в быстрорежущих сталях происходят структурные и фазовые превращения в условиях сверхскоростного нагрева и охлаждения материала.[6]

Механические способы упрочнения инструмента наиболее доступны и весьма перспективны. Эффект упрочнения при виброабразивной и дробеструйной обработке заключается в наклепе и повышении твердости поверхности инструмента. Скругление режущей кромки и создание сжимающих напряжений способствует снижению сколов и выкрашивания

инструмента, а также наростообразования при резании титановых сплавов. Для твердосплавных пластин и мелкогабаритного инструмента, предназначенных для обработки титановых сплавов, особенно эффективна виброабразивная обработка. Наибольший эффект виброабразивного упрочнения инструмента проявляется при непрерывном резании.

Так, стойкость пластин, предназначенных для фрезерования, увеличилась в 1,2-2 раза. Наибольшее повышение стойкости наблюдается у пластин с износостойкими покрытиями, нанесенными после виброабразивной обработки пластин.[6]

1.5.Выводы

На основании данных, приведенных в главе 1 можно прийти к следующим выводам.

В машиностроении наметилась устойчивая тенденция увеличения объема применения титановых сплавов, к главным преимуществам которых относят их низкий удельный вес, теплостойкость, антикоррозионные свойства, износостойкость и высокие прочностные качества в сочетании с хорошей пластичностью.

Однако в силу специфики своих физико-механических свойств, а именно низкой теплопроводности, высокой насыщаемости азотом и кислородом воздуха при повышенных температурах, склонности к адгезии с материалом режущего инструмента, а также абразивному истиранию последнего обработку резанием титановых сплавов сильно затруднена. В результате этого производительность их механической обработки низкая, а износ режущего инструмента высокий. Следовательно, для повышения производительности механической обработки титановых сплавов необходимо повышать износостойкость режущего инструмента.

Повышение эффективности обработки резанием титановых сплавов инструментом, оснащенных режущими элементами из быстрорежущих сталей и твердых сплавов достигается различными методами.

К ним относятся повышение стойкости инструмента путем различных методов упрочнения, среди которых одними из самых перспективных являются методы нанесения износостойких покрытий, как одно - так и многослойных, с постепенным изменением состава по толщине слоя; применение термической и химико-термической обработке в среде газов и в вакууме, обеспечивающей насыщение поверхностного слоя карбидами и нитридами Ti, Zr и др.

Широко применяются механические методы упрочнения режущего инструмента - дробеструйная и виброобработка, которая может предшествовать нанесению износостойких покрытий.

Находят применение также физические методы упрочнения, а именно упрочнение лазером.

Кроме того, эффективность обработки титановых сплавов может быть повышена при помощи использования сульфинированных или хлорированных СОЖ с поверхностно-активными присадками, которые, адсорбируясь на контактных поверхностях, пластифицируют поверхностный слой обрабатываемого металла и облегчают взаимное перемещение контактных поверхностей инструмента и обрабатываемого металла.

Эффективность обработки резанием также может быть повышена путем применения инструмента с режущими частями из твердых сплавов особомелкозернистой структуры или применении инструмента из порошковой быстрорежущей стали.

Глава II

2.1. Преимущества инструментов с износостойкими покрытиями

Как уже говорилось выше, одним из самых перспективных методов повышения эффективности обработки резанием титановых сплавов состоит в увеличении износостойкости режущего инструмента путем нанесения износостойких покрытий.

Под словом «покрытие» будем понимать такое образование на поверхности режущего инструмента, которое, существенно отличаясь по своим кристаллохимическим, теплофизическим и физико-механическим свойствам от соответствующих свойств инструментального материала (основы), значительно улучшает свойства последнего.[8]

Таким образом, покрытие можно рассматривать как своеобразную «третью среду», которая, с одной стороны, может заметно изменять поверхностные свойства инструментального материала, а с другой - влиять на контактные процессы, деформации, силы и температуры резания, направленность тепловых потоков, и т. д. Задавая свойства покрытия путем варьирования его химического состава и строения, можно изменять основные характеристики процесса резания и управлять важнейшими параметрами процесса - износом инструмента и качеством поверхности обработанной детали. [8]

Таким образом, нанесение износостойких покрытий на инструментальные материалы позволяет приблизиться к решению задачи создания «идеального» инструментального материала, обладающего высокой износостойкостью в сочетании с достаточной прочностью и вязкостью, эффективно сопротивляющемуся абразивному, адгезионному, коррозионно-окислительному и диффузионному видам изнашивания, как при комнатной, так и при повышенной температурах. [8]

На основании этого инструментальный материал с покрытием можно рассматривать как принципиально новый тип композиционного материала с оптимальным сочетанием заданных «поверхностных» и «объемных» свойств.

Режущий инструмент, изготовленный из такого материала, может удовлетворить самым высоким требованиям, предъявляемым к качеству, производительности, надежности.

2.2. Требования к покрытиям

При выборе состава покрытия необходимо учитывать следующее:

- покрытия должны обладать высокой твердостью, превышающую твердость материала инструмента и сохранять ее при высоких температурах;

- покрытия должны обеспечивать высокую жаростойкость – повышенное сопротивление химическому взаимодействию с воздухом и другими газами, образующимися при испарении СОЖ при высоких температурах;

- инертность к адгезии с обрабатываемым материалом во всем диапазоне температур резания и инертность к растворению в обрабатываемом материале при высоких температурах;

- устойчивость к высокотемпературной коррозии и окислению;

- стабильность механических свойств при температурах не ниже температур жаростойкости инструментального материала;

- инертность к растворению в инструментальном материале при высоких температурах;

- сопротивляемость к разрушению при значительных колебаниях температур и напряжений.

Эти требования отнесены к покрытиям, учитывающим условия работы инструмента. [8], [7]

Требования к инструментальному материалу с покрытием, как к единому композитному телу следующие:

-материалы покрытия и инструмента должны иметь средство кристаллохимического строения, при котором возможно обеспечить прочную адгезионную связь между ними;

-оптимальное соотношение основных теплофизических характеристик (модуль упругости, коэффициенты Пуассона, термического расширения, тепло - и температуропроводности);

-снижение твердофазовых диффузионных реакций между материалами покрытия и основы на всем диапазоне температур и напряжений в условиях процесса резания;

-покрытие должно быть таким, чтобы при нанесении его на режущий инструмент в инструментальном материале не протекал процесс рекристаллизации, резко снижающий твердость инструментального материала, и таким образом, режущую способность инструмента. [8], [7]

К общим требованиям для покрытий можно отнести:

-высокую плотность и сплошность, исключаящую доступ реагентов к поверхности инструментального материала;

-предельно малые колебания толщины покрытия на рабочих поверхностях инструмента и на переходном участке между передней и задней поверхностями;

-стабильность свойств покрытия на рабочих поверхностях инструмента;

-возможность получения покрытия предельно простым и экономичным способом;

-временную стабильность свойств покрытия.

Наибольшее распространение получили монослойные покрытия на основе карбидов, нитридов и карбонитридов тугоплавких металлов IV-VI групп Периодической системы элементов. [8]

Одним из важных параметров покрытия, оказывающий сильное влияние на работоспособность инструмента является его толщина.

Выбор оптимальной толщины покрытия во многом определяется свойствами инструментальной матрицы. В результате увеличения жесткости

и способности матрицы сопротивляться термопластической деформации возрастает эффективность покрытия.

Большое влияние на толщину покрытия оказывает условия протекания процесса резания. С одной стороны, толстое покрытие заметно повышает износостойкость инструментальной матрицы за счет роста твердости, температурной устойчивости против окисления и коррозии, роста пассивности инструментального материала против твердофазных и жидкофазных диффузионных реакций с обрабатываемым материалом, снижения граничной адгезии. С другой стороны, рост толщины покрытия приводит к заметному увеличению количества дефектов в объеме покрытия, таких как макро- и микропоры, микротрещины, нестехиометрия объема, неоднородность зерна и рост его размера по сечению покрытия по мере его удаления от матрицы и т. д. Таким образом, с увеличением толщины покрытия резко возрастает вероятность появления опасного дефекта, который может привести к динамическому разрушению покрытия. Отсюда и связь оптимальной толщины покрытия с условиями протекания процесса резания.

Для стационарных процессов резания с образованием сливных стружек (т.е. процессов, протекающих при высоких скоростях резания, малых толщинах среза при обработке пластичного материала) толщина покрытия может быть предельно увеличена. Для нестационарных процессов резания с образованием сливных стружек (т. е. при формировании дискретных типов стружки, выраженных адгезионно-усталостных процессах, резких колебаниях по времени и скорости сечения среза, напряжений и температур) толщину покрытия необходимо снижать, из-за их склонности к хрупкому разрушению.

Таким образом, толщина покрытия является величиной, подлежащей оптимизации в каждом конкретном случае. [8]

2.3. Классификация износостойких покрытий для режущего инструмента

Согласно теории КМВ все элементы Периодической системы подразделяются на группы электронных аналогов, атомы которых имеют аналогичное строение электронных оболочек.

Поэтому все тугоплавкие соединения, пригодные в качестве покрытия для металлорежущего инструмента можно разделить на три группы:

1) металлоподобные тугоплавкие соединения, образуемые в основном d- и f-переходными металлами (бориды, карбиды, нитриды и солициды)

2) металлические тугоплавкие соединения, образуемые между собой в основном d- и f-переходными металлами, а также вырожденными металлами из sp-групп электронных аналогов;

3) неметаллические тугоплавкие соединения, образуемые в основном взаимными сочетаниями неметаллов (оксиды).

В наибольшей степени требованиям к покрытию для режущего инструмента удовлетворяют соединения тугоплавких d-переходных металлов IV – VI групп Периодической системы, что связано с особенностями кристаллохимического строения этих металлов.[19]

Уникальность свойств соединений тугоплавких металлов IV-VI групп Периодической системы элементов связана с особенностями их кристаллохимического строения:

-Наличие дефекта электрона на внутренних электронных орбитах s, p и d, что делает их восприимчивыми к приобретению электрона из любого источника.

Таким источником могут быть межузельные атомы C,N,O[19].

Между указанными электронными уровнями существует лишь небольшая разница в энергии, вследствие чего становится возможным переход с одного уровня на другой.

-Большинство переходных металлов имеют достаточно большие радиусы атомов и могут подчиняться правилу Хэга, согласно которому отношение радиуса атомов неметалла к радиусу атома металла r_x/r_m меньше критического значения (0,59) .[19]

Для металлов IV группы (Ti, Zr, Hf) оно выдерживается, что приводит к образованию простых структур, в которых превалирует связь Me-Me. Атомы азота, кислорода и углерода можно рассматривать, как вставленные в решетку атомов металла. Для металлов V (V, Nb, Ta) и VI (Cr, Mo, W) групп имеющих большой атомный радиус, нитриды и карбиды характеризуются более сложными структурами, с большим числом фаз.

- Большинство соединений переходных металлов имеют широкую область гомогенности, что позволяет в зависимости от содержания азота, кислорода и углерода достаточно сильно менять их физико-механические свойства.

- Переходные металлы и некоторые их соединения имеют очень высокую температуру плавления, причем наиболее высокую температуру плавления имеют соединения с простой кубической решеткой типа NaCl, TiC, ZrC т.е. для которых достаточно точно выдерживается «правило 15%» Юм-Розери, согласно которому образование твердых растворов возможно только тогда, когда максимальная разность атомных размеров не превышает примерно 15%. Поэтому соединения металлов IV-VI групп, обладающих наибольшей температурой плавления можно рассматривать как наиболее устойчивые (в термодинамическом смысле) покрытия, способные противостоять твердо- и жидкофазным диффузионным реакциям, коррозии и окислению при повышенных температурах. [19]

Остановимся кратко на особенностях тугоплавких соединений, наиболее широко применяемых в качестве покрытия на режущем инструменте.

Карбиды. В настоящее время превалирует точка зрения о зависимости свойств карбидов от характера связи Me – C.

В наибольшей степени склонность к образованию энергетически стабильных sp^3 -конфигураций проявляется у металлов IV группы (Ti, Zr, Hf) вследствие их большой донорной способности и высокого содержания углерода в карбиде (до 20%). Стабильные конфигурации атомов углерода в карбидах металлов IV группы проявляются за счет sp -переходов, смещения равновесия вправо и уменьшения общего числа нелокализованных электронов: $sp^2 + p = sp^3$.

Карбиды с преобладающими sp^3 -связями обладают повышенной жесткостью кристаллической решетки, определяющей их высокую твердость, теплостойкость и хрупкость.

При переходе к карбидам V группы донорная способность металлов снижается, что приводит к снижению статистического веса устойчивых sp^3 -конфигураций атомов углерода и соответственно приводит к снижению температуры плавления и твердости этих карбидов.

Область их гомогенности снижается.

У карбидов тугоплавких металлов VI группы (Cr, Mo, W) содержание углерода падает до 6%[], уменьшается число обобществленных электронов, поэтому СВАСК sp^3 оказывается очень низким, а свойства карбидов в основном определяются d^5 -конфигурацией. Связи d^5 более гибкие, чем sp^3 , допускают упругий прогиб решетки, более свободное движение в ней дислокаций. Поэтому карбиды металлов VI группы имеют меньшую твердость и хрупкость, чем карбиды металлов IV группы. Карбиды тугоплавких металлов V группы занимают промежуточное значение. [19]

Нитриды. Главной особенностью нитридов является сильное снижение связи металла-неметалла по сравнению с карбидами из-за уменьшения валентности азота (трехвалентный) по сравнению с валентностью углерода (четыревалентный).

Атом азота в нитридах, имеющий в изолированном состоянии конфигурацию валентных электронов s^2p^6 , может быть как донором, так и акцептором электронов. Донорные способности тугоплавких металлов IV

группы в результате присоединения трех атомов азота приводят к образованию энергетически очень стабильной конфигурации $s^2p^6: s^2p^6 + 3 p = s^2p^6$.

Вследствие резкого снижения донорной и роста акцепторной способности металлов VI группы для них может проявляться и донорная способность азота ($s^2p^3 - sp^4 - sp^3 + p$) с образованием избыточных (не участвующих в химической связи) электронов, которые снижают температуру плавления этих нитридов.

Хотя особенности конфигурационного строения нитридов переходных металлов (s^2p^6) свидетельствует о их высокой пассивности по отношению к обрабатываемым материалам (снижение склонности к твердо- и жидкофазным диффузионным реакциям) необходимо отметить меньшую термодинамическую устойчивость нитридов, чем у карбидов. Практически это означает, что нитриды имеют более низкую сопротивляемость высокотемпературному окислению, коррозии.

Данные о свойствах соединений, используемых в качестве покрытий представлены в табл.7.

С учетом отмеченной выше двойственной природы покрытий на режущем инструменте, как «третьей среды» между инструментальным и обрабатываемым материалами, а так же исходя из свойств соединений, использование одного из тугоплавких соединений не всегда может дать удовлетворительные результаты. Поэтому сейчас все большее применение находят многослойные покрытия с переменными свойствами и химическим составом. Они в максимальной степени способны удовлетворить все требования к покрытию для режущего инструмента, и, кроме того, способны хорошо сопротивляться хрупкому разрушению в условиях развития трещин или при сильных пластических деформациях режущей части.

В идеальном многослойном инструментальном материале слой (1), примыкающий к инструментальному материалу должен обеспечивать прочную связь покрытия с рабочими поверхностями инструмента. Очевидно,

что в этом случае кристаллохимическое строение слоя и инструментального материала должно быть предельно идентично. Так, размеры атомов должны подчиняться «правилу 15%» Юм-Розери, параметры решетки должны примерно совпадать, сингония кристаллов должна быть идентичной. Вместе с тем этот слой не должен давать хрупких интерметаллидов при температуре резания. Наиболее важным является «совместимость» теплофизических свойств-коэффициентов термического расширения и теплопроводности. Желательно также, чтобы приблизительно одинаковыми были и физико-химические свойства указанной пары.

Слой (2), непосредственно контактирующий с инструментальным материалом, должен иметь низкую склонность к взаимодействию с ним, хорошо сопротивляться высокотемпературным коррозии и окислению, а также хрупкому разрушению в условиях усталости.

Между этими слоями должны быть промежуточные слои, назначение которых - осуществлять связь между слоями (1) и (2), несущими основную функциональную нагрузку, поэтому их свойства должны быть переменными от слоя (1) к слою (2). [8],[19]

Таблица 7. Свойства соединений, используемых в качестве покрытий на режущем инструменте.[19]

Соединение	Решетка	Период решетки, нм	Область гомогенности по массе, %	ρ , кг/см ³	$T_{пл}$ °С	λ , Вт/М* °С	H_{μ} , ГПа	$\sigma_{в.р.}$, МПа	$\sigma_{в.с.}$, МПа	$\sigma_{и.}$, МПа	E , ГПа	Кoeffици- ент Пуассона.
Карбиды												
TiC	Кубическая	0,4319	11 - 20	4930- 4960	3250	6,8	31,7	65	1380	15	460	0,19
ZrC		0,4698	6,62 – 11.6	6900	3330- 3530	11,6	29,5	76	834	75.1	355	0,19
HfC		0,4641	3,8 – 6,3	12200	3890±150	6,3	28,3	-	-	-	359	0,18
VC		0,3158	14,7 - 7	5360	2850	9,8	20,1	-	620	70	430	-
V ₂ C	Гексагональная	0,2902	9,9 – 10,5	5750	2200	-	28	-	-	-	-	-
Nb ₂ C		0,3128	5,8 – 6,1	7850	3080	-	21	-	-	-	-	0,21 - 0,23
Nb ₂ C	Кубическая	0,4471	8,6 – 11,5	7500	3500±125	11,3	21,7	67	2423	-	345	-
TaC		0,3106	3,1 – 3,2	15040	3400	-	17,4	-	-	-	440	0,24
Ta ₂ C	Гексагональная	0,4456	4,6 – 6,2	14000	3800	22,1	17,2	100	-	-	291	-
Cr ₃ C ₆	Кубическая	0,1603	-	6980	1520- 1550	19,7	16,63	-	-	-	-	-
Cr ₇ C ₃	Гексагональная	0,1398	-	6970	1530- 1895	15,3	18,82	-	-	-	380	-
CrC ₂	Ромбическая	0,2891	-	6683	827-1895	19,2	12,74	50	1048	-	380	-
Mo ₂ C	Гексагональная	0,3002	5,4 – 4,9	9180	2230- 2330	31,9	17,64	-	-	50	544	-
MoC		0,2898	7,4 – 8,6	8400	2530	-	15	-	-	-	-	-
W ₂ C		0,3025	2,54 – 3,16	17200	2770±50	29,4	29,4	-	-	530	428	-
WC		0,2906	-	15500- 15700	2785	29,4	23,5	350	3600	350	710	0,19
Нитриды												

Ti ₂ N	Тетрагональная	0,494	-	4910	-	-	-	-	-	-	-	-
TiN	Кубическая	0,423	14,9	5440	2950	12,6	20,5	-	1298	240	256	0,25
ZrN		0,4575	7,6	7350	2980	28,3	15	-	1000	-	400	0,24
HfN		0,452	5,4 – 7,85	13390	3310	19,1	16	-	-	-	-	0,28
V ₂ N	Гексагональная	0,282	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
VN	Кубическая	0,4126	16 – 21,6	6100	2050	13,8	13,1	-	-	-	-	0,25
Nb ₂ N	Гексагональная	0,3056	5,7 – 7,1	8230	2400	8,4	17,2	-	-	-	-	-
От NbN _{0,9} до NbN _{1,0}	Кубическая	0,4381- 0,4392	-	-	-	4,38 – 4,24	-	17,8 – 15,3	-	-	-	-
NbN	Гексагональная	0,2956	13,1 – 13,3	8470	2300	3,8	14,61	-	-	-	493	0,26
Ta ₂ N	Гексагональная	0,3042	3,0 – 3,04	15780- 15860	-	10,1	12,2	-	-	-	-	0,25
От TaN _{0,8} до TaN _{1,0}		0,2938	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,25
TaN		0,5191	5,8 – 6,5	14360	3090	5,5	24,16	-	-	-	587	0,26
Cr ₂ N		0,4759	11,3	6510	-	21,8	15,41	-	-	-	-	-
CrN	Кубическая	0,4149	11,8	6140	1500	11,9	10,93	-	-	-	330	-
Mo ₂ N		0,4165	6,4 – 6,7	9440	895	18,1	6,3	-	-	-	-	-
MoN	Гексагональная	0,3725	-	9180	-	-	-	-	-	-	-	-
W ₂ N	Кубическая	0,4126	-	17890	-	-	-	-	-	-	-	-
WN	Гексагональная	0,2893	-	15940	-	-	-	-	-	-	-	-
WN ₂	Ромбо- эдрическая	0,289	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Другие соединения, применяемые в качестве покрытий для инструмента												
Si ₃ N ₄	Гексагональная	0,776	-	3180	1900	16,8	-	-	-	-	-	-
BN		0,2504	5,04-7,85	2303	2970	21	-	-	-	-	-	-
Al ₂ O ₃		0,4758	-	3980	2050	30,2	-	-	-	-	-	-

2.4. Методы нанесения покрытия на режущий инструмент

Существует большое количество методов нанесения покрытия на рабочие поверхности режущего инструмента. С учетом специфики протекания процессов формирования покрытий, существующие методы можно разделить на три основные группы. К первой группе относятся методы, при которых формирование покрытий осуществляется преимущественно за счет диффузионных реакций между насыщаемыми элементами и структурой инструментального материала. Во вторую группу входят методы формирования покрытий по комплексному механизму. Покрытие образуется за счет реакции между парогазовыми смесями, состоящими из соединений металлоносителя, носителя второго компонента, служащего, как газом-транспортером, так и восстановителем. При этом одновременно в процесс формирования покрытия большой вклад вносят субструктура поверхности материала инструмента и интердиффузионные реакции между конденсатом и материалом инструмента. К третьей группе относят методы формирования покрытий за счет химических и плазмохимических реакций потока частиц одновременно в объемах пространства, непосредственно примыкающего к насыщаемым поверхностям инструментального материала.[7]

Каждый из этих технологических методов обладает своими преимуществами и недостатками.

К методам первой группы относят химико-термические методы образования покрытий (ХТМ), основанные на твердофазовом, жидкостном и газофазовом насыщении поверхности инструмента. Диффундирующие элементы могут насытить поверхности инструментов непосредственно, без промежуточных реакций или с предшествующей химической реакцией на границе между инструментальным материалом и покрытием, или же в объеме исходных реагентов. ХТМ включает в себя такие методы, как насыщение поверхности инструментальных сталей азотом и углеродом в

газофазовых и жидких средах, ионное азотирование и цементация в плазме тлеющего разряда, борирование, интрооксидирование и др. [7]

В результате насыщения диффундирующими элементами инструментального материала образуются диффузионные слои, кристаллохимическое строение, и свойства которых сильно отличаются от соответствующих параметров инструментального материала. Эти элементы улучшают его поверхностные свойства. Скорость образования, кинетика роста покрытия, его состав, структура и свойства в значительной степени определяются температурой процесса, временем насыщения, параметрами диффузии насыщающих компонентов в инструментальном материале и существенно зависят от химического состава, структуры и свойств последнего. [7]

Методы ХТМ позволяют получить покрытия толщиной 10-40 мкм, что дает возможность увеличить стойкость различных типов инструментов из быстрорежущих и углеродистых сталей в 1,5-2 раза.

Среди методов ХТМ наибольшим преимуществом обладает ионное азотирование инструментов из быстрорежущих сталей. В этом случае возможно получения покрытий с минимальными деформациями инструмента при высокой скорости насыщения азотом (в плазме тлеющего разряда) и регулирования структурой и свойствами нитридных слоев.

Методы ХТМ позволяет лишь ограниченно увеличивать поверхностные свойства быстрорежущих сталей за счет варьирования технологическими параметрами процесса, поэтому эффективность этого метода относительно не высока. [7]

К методам первой группы может быть отнесен также метод термодиффузионного насыщения твердосплавных пластин, разработанный во ВНИИТС.

Ко второй группе методов относятся методы химического осаждения покрытий из парогазовой фазы (метод ХОП), получивший в мировой практике название CVD (Chemical vapor deposition). [7]

Методы ХОП получили широкое распространение для нанесения покрытий на основе карбидов, нитридов, карбонитридов титана на твердосплавные неперетачиваемые пластины.

Отличительной особенностью покрытий, получаемых методами ХОП, является образование переходной зоны между покрытием и твердым сплавом, обычно называемый η -фазой. Формирование переходной зоны связано с интердиффузионными реакциями между насыщающим тугоплавким металлом из парогазовой смеси и компонентами твердого сплава.

Методы второй группы обычно осуществляются при температурах около 1000-1100°C, что исключает их применение при нанесении покрытий на инструмент из быстрорежущей стали, подвергнутый полной термообработке.

Покрытия, нанесенные методами ХОП, позволяют повысить износостойкость инструмента в 3-10 раз в широкой области применения. [7]

На основе методов ХОП разработаны технологии, применяемые известными фирмами-производителями режущих инструментов «Сандвик Коромант» (Швеция), «Теледайн» (США), «Планзее» (Австрия), и др. В СССР разработан метод нанесения карбидтитановых покрытий на неперетачиваемые твердосплавные пластины (метод ГТ).[7], [8]

Разновидностью методов ХОП является метод вакуумного титанирования, разработанный Московским институтом инженеров транспорта. [8]

К третьей группе методов относятся методы физического осаждения покрытий (методы ФОП), получившие в мировой практике название PVD (Physical vapor deposition). [7], [8]

При этом процессы ФОП обычно включают вакуумное испарение тугоплавкого металла - образователя соединения покрытия, его частичную или полную ионизацию (при частичной ионизации образуется

пароплазменная фаза), подачу реакционного газа, химические и плазмохимические реакции, конденсацию покрытия на рабочих поверхностях инструмента. [7], [8]

Вакуумные ионно-плазменные методы универсальны по возможности получения широкой гаммы монослойных, многослойных и многокомпонентных покрытий на основе нитридных, карбидных, карбонитридных, оксидных, боридных и других соединений тугоплавких металлов IV-VI групп Периодической системы Д. И. Менделеева. [7],[8]

При вакуумном ионно-плазменном осаждении покрытий важную роль играют ионы или плазма. Плазма активизирует плазмохимические реакции между атомами металла и реактивного газа, поток которых воздействует на подложку перед и в процессе осаждения покрытий. Перед нанесением покрытия на подложку воздействуют высокоэнергетические частицы, повышает прочность сцепления покрытия с основой, а так же оказывает влияние на структуру, плотность покрытия и величину внутренних напряжений. При помощи этих методов можно наносить покрытия при низких температурах подложки, что наиболее перспективно для инструментов из быстрорежущей стали.[7]

Ионно-плазменные методы обычно делят на три группы, взяв за основу признак, из какой фазы – атомарной, ионной или плазменной происходит формирование покрытия. В свою очередь каждую группу можно разделить на подгруппы по технической реализации процесса. По используемой фазе вещества для получения покрытий методы подразделяют на ионное распыление (cathode sputtering), ионное осаждение (ion plating), плазменное напыление (ion bond). [7]

Методы ионного распыления принято подразделять на катодное и магнетронное распыление. В данных методах мишень, изготовленная из материала покрытия, распыляется при бомбардировке положительными ионами высокой энергии в плазме разрядов нейтрального газа. Продукты

распыления, состоящие из атомарной фазы вещества мишени, осаждаются на поверхность основы и образуют покрытие. [7]

Системы распыления классифицируют по количеству электродов (диодные, триодные, тетродные), виду используемого напряжения (постоянное, переменное), наличию или отсутствию потенциала на подложке (со смещением, без смещения).

В наиболее простом случае система распыления состоит из двух электродов, помещенных в вакуумную камеру. Распыляемую мишень располагают на катоде, а на другом электроде на расстоянии в нескольких сантиметрах от катода устанавливают изделия (подложки). Между двумя электродами поддерживается самостоятельный тлеющий разряд газа на постоянном или высокочастотном токе. Атомы мишени, распыленные ионами газа, направляются к подложке и, осаждаясь на ней, образуют покрытие. [7]

Усовершенствование катодных распылительных систем позволило создать так называемые магнетронные распылители, основное отличие которых заключается в наличии под мишенями магнитов, арочного магнитного поля над мишенью. [7] Магнетроны бывают плоские (круглые и прямоугольные) и цилиндрические.

Методы ионного осаждения развивались в связи с необходимостью повышения прочности сцепления покрытий, получаемых термическими методами, а также увеличение производительности и скорости роста покрытий, получаемых методами ионного распыления. Суть этого метода состоит в испарении металла, дальнейшей ионизации и ускорении по направлению к поверхности детали под действием приложенного к ней отрицательного потенциала. [7]

Испарение металла чаще всего происходит электронным лучом в атмосфере тлеющего разряда, который возбуждается между катодом-подложкой и анодом-испарителем. На подложку подается отрицательный потенциал величиной 1-5 кв.[7]

С помощью этого метода получают покрытия из металлов, а так же их нитридов и карбидов. Основными недостатками этого метода являются использование дорогостоящего высоковольтного оборудования, а так же травление поверхности основы перед напылением.

Если при ионном осаждении удастся ионизировать 10-40% атомов пара, то при дуговом испарении материалов катодным пятном вакуумной дуги степень ионизации металлической плазмы достигает 50-90%, то есть применение дугового метода дает больший эффект по сравнению с другими методами.

Методы получения покрытий с помощью устройств для дугового испарения материалов получили название методов плазменного напыления в вакууме. Наиболее распространен из них метод КИБ (конденсация покрытий из плазменной фазы в вакууме с ионной бомбардировкой), при котором на подложку оказывается воздействие высокоэнергетических частиц, обеспечивающих очистку поверхности перед нанесением покрытия и повышающих прочность сцепления покрытия с подложкой. Метод КИБ разработан Харьковским институтом АН Украины [7] и основан на том, что плазменный поток металла, образующийся с помощью вакуумной дуги с холодным катодом, ускоряется путем приложения отрицательного потенциала к подложке с последующей конденсацией на ней ионов и нейтральных атомов при одновременном прохождении плазмохимической реакции их с реактивным газом. С помощью этого метода можно наносить покрытия, как самих металлов, так и их нитридов, карбидов, сульфидов, боридов и оксидов.

При высоком потенциале подложки (1 кв. и выше) ускоренные ионы частично распыляют поверхностный слой подложки и одновременно внедряются в подложку и насыщают тонкий приповерхностный слой, что обеспечивает надежную адгезию покрытия к подложке.[7]

Основным узлом вакуумно-плазменной установки является электродуговой испаритель, где испарение металла с поверхности катода

происходит за счет высокой концентрации энергии в катодном пятне электрической дуги. Для нормальной работы электродугового испарителя необходимо поддерживать катодные пятна на поверхности катода, для чего применяется магнитное поле.

Существенным расширением технологических возможностей электродуговых испарителей является дополнительное наложение на плазменный поток электромагнитного поля.[7] При наложении внешнего аксиально расходящегося магнитного поля реализуется режим плазменного ускорителя.

К основным преимуществам метода КИБ относят следующее:

- возможность точного регулирования скорости нанесения покрытий путем изменения силы тока дуги;

- возможность регулирования фазового и химического состава покрытий путем использования катодов из разных материалов или составные (многокомпонентные);

- высокая адгезия покрытий к основе за счет высокой энергии плазменной струи;

- высокая степень ионизации, способствующая эффективной агломерации зародышей и формированию сплошных пленок минимальных толщин;

- возможность получения покрытий соединений металлов (нитридов, карбидов, оксидов и др.) вводя в камеру реакционный газ;

- использование ЭВМ для управления технологическим процессом нанесения покрытий.

- отсутствие переходной зоны между покрытием и материалом инструмента, что объясняется слабым взаимодействием между конденсатом и субструктурами инструментального материала в условиях относительно низкой температурой последнего. Это дает возможность получения комплекса свойств на рабочих поверхностях инструмента без ухудшения его объемных свойств - прочности и вязкости.

К методам третьей группы также относят плазменные и детонационные методы нанесения покрытий, которые лишь ограниченно используют при производстве режущих инструментов.

Основным недостатком напыленных плазменных покрытий является высокая пористость, слабая адгезия с основой и то, что не всегда возможно регулировать свойства покрытия. Кроме того, плазменные методы недостаточно производительны и при их использовании создаются сильные шумы.

Детонационные методы основаны на образовании покрытия с помощью энергии взрыва газовых смесей.

Покрытия, полученные этими методами, характеризуются высокой плотностью и хорошей адгезией с основой. Однако им присущи главные недостатки напыляемых покрытий, кроме того, при детонационном напылении создается шум, превышающий 140 дБ.[7]

2.5. Выводы

На основании данных, приведенных в главе 2 можно прийти к следующим выводам.

Покрытие можно рассматривать как своеобразную «третью среду», которая, с одной стороны, может заметно изменять поверхностные свойства инструментального материала, а с другой - влиять на контактные процессы, деформации, силы и температуры резания, направленность тепловых потоков, и т. д. Задавая свойства покрытия путем варьирования его химического состава и строения, можно изменять основные характеристики процесса резания и управлять важнейшими параметрами процесса - износом инструмента и качеством поверхности обработанной детали.

На основании этого инструментальный материал с покрытием можно рассматривать как принципиально новый тип композиционного материала с оптимальным сочетанием заданных «поверхностных» и «объемных» свойств.

Режущий инструмент, изготовленный из такого материала, может удовлетворить самым высоким требованиям, предъявляемым к качеству, производительности, надежности.

В наибольшей степени требованиям к покрытию для режущего инструмента удовлетворяют соединения тугоплавких d-переходных металлов IV – VI групп Периодической системы, что связано с особенностями кристаллохимического строения этих металлов.

Уникальность свойств соединений тугоплавких металлов IV-VI групп Периодической системы элементов связана с особенностями их кристаллохимического строения, а именно:

-Наличие дефекта электрона на внутренних электронных орбитах s, p и d, что делает их восприимчивыми к приобретению электрона из любого источника.

-Большинство переходных металлов имеют достаточно большие радиусы атомов и могут подчиняться правилу Хэга, согласно которому отношение радиуса атомов неметалла к радиусу атома металла r_x/r_m меньше критического значения (0,59) .

- Большинство соединений переходных металлов имеют широкую область гомогенности, что позволяет в зависимости от содержания азота, кислорода и углерода достаточно сильно менять их физико-механические свойства.

- Переходные металлы и некоторые их соединения имеют очень высокую температуру плавления, причем наиболее высокую температуру плавления имеют соединения с простой кубической решеткой (типа NaCl, TiC, ZrC и т.п.). Поэтому соединения металлов IV-VI групп, обладающих наибольшей температурой плавления можно рассматривать как наиболее устойчивые (в термодинамическом смысле) покрытия, способные противостоять твердо- и жидкофазным диффузионным реакциям, коррозии и окислению при повышенных температурах. [19]

Рассмотрены вопросы выбора толщины покрытия и установлено, что большое влияние на толщину покрытия оказывает условия протекания процесса резания, а толщина покрытия является величиной, подлежащей оптимизации в каждом конкретном случае.

Рассмотрены различные методы получения покрытий, и оптимальным методом для нанесения покрытий из соединений тугоплавких металлов IV-VI групп на режущий инструмент можно считать метод КИБ.

К основным преимуществам метода КИБ относят следующее:

- возможность точного регулирования скорости нанесения покрытий путем изменения силы тока дуги;

- возможность регулирования фазового и химического состава покрытий путем использования катодов из разных материалов или составные (многокомпонентные);

- высокая адгезия покрытий к основе за счет высокой энергии плазменной струи;

- высокая степень ионизации, способствующая эффективной агломерации зародышей и формированию сплошных пленок минимальных толщин;

- возможность получения покрытий соединений металлов (нитридов, карбидов, оксидов и др.) вводя в камеру реакционный газ;

- использование ЭВМ для управления технологическим процессом нанесения покрытий.

- отсутствие переходной зоны между покрытием и материалом инструмента, что объясняется слабым взаимодействием между конденсатом и субструктурами инструментального материала в условиях относительно низкой температурой последнего. Это дает возможность получения комплекса свойств на рабочих поверхностях инструмента без ухудшения его объемных свойств - прочности и вязкости. [7]

Глава III. Анализ адгезионного взаимодействия и выбор оптимального состава покрытия на режущем инструменте для обработки титановых сплавов

3.1. Общие вопросы соединения двух фаз

3.1.1. Адгезия, прилипание, контактное соединение, сцепление

На границе соприкосновения двух фаз при благоприятных условиях происходят физико-химические процессы взаимодействия. Их разделяют на первичные и вторичные. Возникновение вандерваальсовых сил притяжения или химической связи между покрытием и покрываемым материалом - будь то ионная, ковалентная или металлическая связь – есть первичный процесс, имеющий чисто поверхностный характер и приводящий к возникновению адгезии, т. е. притяжения между атомами, находящимися в разных фазах. Адгезия имеет размерность работы; физической мерой адгезии служит удельная работа адгезии, т. е. работа разделения жидкой и твердой фаз $W_{тж}$ или двух твердых фаз $W_{тт}$ с площадью контакта равной единице. Работу адгезии определяют по следующим формулам:

$$W'_{тж} = s'_{тж} \sigma_{жг} (1 + \cos\theta) \quad [21], [23]$$

где $s'_{тж}$ – отношение площадей развитой поверхности к исходной.

$$W_{тт} = \sigma'_{тт} + \sigma''_{тт} - \sigma_{тт} \quad [21], [23]$$

Однако в этих уравнениях все величины практически неопределимы и не поддаются надежному расчету.

Прочность прилипания жидкости к твердому телу и прочность контактного соединения двух твердых тел $F_{тт}$ являются начальными стадиями сцепления, и, как и адгезия носят чисто поверхностный характер.

Расплавы прилипают лишь к нагретым поверхностям. Для каждой поверхности существует температура, ниже которой прилипание не наступает.

Между работой адгезии и силой прилипания расплава к твердой поверхности $F_{тж}$ существует связь:

$$F_{тж} = W_{тж} (n-1)/r; [21], [23]$$

Где r – дальность действия электромагнитного поля притяжения между разрываемыми поверхностями; n – показатель, определяющий убыль граничных сил с расстоянием ($n \approx 4$)

При этом расчетные значения $F_{тж}$ и $F_{тт}$ в 10 -1000 раз больше практических. Это объясняется двумя причинами – структурными дефектами границ раздела и механическими остаточными напряжениями, действующими наиболее сильно в плоскости той же границы.

Под структурными дефектами понимают неполное развитие химических связей между покрытием и подложкой.

Остаточные напряжения возникают на границе отвердевшего покрытия и металла в результате действия срезающих усилий, действующих касательно к поверхности. Они ослабляют прочность соединения, так как частицы при этом стремятся сдвинуться относительно друг друга.

Отличие сцепления от прилипания и контактного соединения связано с температурой и временем, в течение которого покрытие находилось в контакте с твердой поверхностью. Сцепление есть следствие вторичных процессов, которые начинаются с поверхности и развиваются вглубь. К ним относятся: химические и электрохимические реакции, растворение, диффузия и т. п. В результате вторичных процессов изменяется рельеф поверхности. Образуются новые продукты реакций и т. п. - то есть образуются промежуточные слои. Образование нового переходного слоя между покрытием и основой – характерный признак сцепления.

Прочность сцепления, как и соединения, измеряется силой отрыва покрытия от основы. Разрыв может произойти по одной из границ раздела

(адгезионный разрыв), по материалу промежуточного слоя или по материалу покрытия или основы (когезионный разрыв).

3.1.2. Смачивающая способность и химическая активность контактной фазы

Смачивание - обязательное условие адгезии и прилипания расплава. В отсутствие смачивания ($\theta = 180^\circ$) адгезия $W_{тж}$ и сила прилипания расплава $F_{тж}$ к твердой поверхности становятся равными нулю. Однако между θ , $W_{тж}$ и $F_{тж}$ нет простой зависимости. Смачивание - лишь один из факторов, определяющих адгезию и силу прилипания расплава. Другими факторами являются $s'_{тж}$, $\sigma_{жг}$ и γ .

Влияние смачивающей способности расплава на адгезию $W_{тт}$ и прочность контактного соединения $F_{тт}$ выявляются еще труднее.

Между смачиванием и сцеплением не удалось обнаружить соответствия.[25]

В целом смачивание надо рассматривать как фактор, обеспечивающий равномерное распределение расплава по поверхности, а не как фактор, определяющий прочность сцепления.

Смачивающую способность расплава часто анализируют в связи с его химической активностью. Имеются основания считать механизм адгезии и смачивания расплавами твердых тел аналогичными химическому взаимодействию. Мольная работа адгезии, исчисляемая десятками килоджоулей, не может быть объяснена действием одних вандерваальсовых сил. Поэтому хорошо смачивающие расплавы должны быть одновременно и сильными агрессорами, и наоборот, плохое смачивание – признак высокой коррозионной устойчивости материала относительно данного расплава.[18], [22], [25] Влияние коррозионной активности на адгезию $W_{тж}$ и прилипание $F_{тж}$, как и на смачивание, должно быть в общем положительным, но

взаимосвязь явлений здесь сложная. Если продукты реакции нацело удаляются в расплав. Или происходит простое окисление и растворение материала, то эффект будет гораздо слабее и может быть даже отрицательным по сравнению с тем случаем, когда продукты реакции отлагаются на поверхности и образуют сложный микрорельеф. [21] ,[23], [25], [22]

3.2. Теоретические критерии адгезии и контактной активности металлов

Адгезия покрытий к металлам связана с контактной активностью последних. Межфазовое взаимодействие на границах между металлами и твердыми покрытиями и расплавами разных типов интерпретируется в настоящее время на основе нескольких исходных позиций. В качестве теоретических критериев адгезии и контактной активности металлов принимаются:

- 1) изобарные потенциалы ΔG_T^0 реакций, протекающих в двухмерном моноатомном пограничном слое (термодинамический критерий);
- 2) степень нестроенности электронных оболочек и статистический вес атомов со стабильными электронными конфигурациями (электронно-структурный критерий);
- 3) средние энергии единичных связей $Me - O$, $Me' - Me''$ и других либо, в первом приближении, средние энергии атомизации $U_{ат}$ соответствующих соединений (энергетический критерий);
- 4) нормальные электродные потенциалы металлов ϕ^0_{Me} , возникающие на границе металл – расплав (электрохимический критерий);
- 5) разрядный заряд и плотность заряда на границах металл – диэлектрик (электростатический критерий); [18], [21] ,[23]

При выборе покрытия для механической обработки титановых сплавов воспользуемся первыми двумя критериями, как наиболее хорошо изученными и достоверными. При этом следует понимать, что данные критерии могут

служить лишь качественной мерой оценки адгезии и контактной активности таких сложных пар, какими являются инструментальный материал и обрабатываемый материал в процессе резания.[18]

3.2.1. Термодинамический критерий

При химическом взаимодействии на границе покрытия с металлом возникают химические связи и образуются новые химические соединения. Считается, что работа адгезии прямо связана со свободными энергиями образования соответствующих соединений. Чем более отрицательна свободная энергия образования соединения $\Delta G^0_{обр}$ в монослое, тем больше работа адгезии. Например, на границе металл-окисел образуются новые связи Me-O. Поэтому адгезия оксидных (карбидных, нитридных и т.д.) расплавов к металлам должна возрастать по мере увеличения свободных энергий образования соответствующих окислов (карбидов, нитридов и т.д.), то есть сродства металла к кислороду (углероду, азоту).

С повышением температуры сродство металлов к кислороду уменьшается, так как тенденция окислов к диссоциации усиливается. Обратная зависимость установлена для Si и C. [18]

Говоря о попытках определения адгезии, исходя из термодинамических характеристик окислов(карбидов, нитридов и т.д.) как компонентов покрытия, необходимо отметить следующее.

Свободные энергии образования $\Delta G^0_{обр}$ окислов (карбидов, нитридов и т.д.) служат мерой химического сродства металла к кислороду (углероду, азоту) и характеризуют устойчивость окислов(карбидов, нитридов и т.д.) к термической диссоциации на исходные компоненты - металл и молекулярный кислород(азот, углерод и т. д.) Чем больше убыль свободной энергии при образовании окисла(карбида, нитрида и т.д.), тем, при прочих равных условиях, будет прочнее связь между компонентами. Но при отрыве оксидного (карбидного, нитридного и т.д.) слоя происходит разрыв связи Me-

O (Me-C, Me-N и т.д.) а не разложение окисла на компоненты (металл и молекулярный кислород или другой элемент).

Поэтому величины $\Delta G^0_{\text{обр}}$ соединений не могут служить прямой мерой адгезии, а лишь косвенно отражают действительность.

3.2.2. Адгезионный износ режущего инструмента

В процессе резания в результате взаимодействия обрабатываемого материала с режущим инструментом на участках соприкосновения инструмента с обрабатываемым материалом локальные давления становятся достаточными для обеспечения пластического течения. Вследствие пластической деформации обнажаются новые поверхности, металлы приходят в непосредственный контакт химически чистыми поверхностями и между ними устанавливаются адгезионные связи.

Авторадиофотограммы неподвижных поверхностей под нагрузкой, направленной нормально к плоскости раздела, показывают, что в том случае, когда металлические поверхности прижимаются, а затем разъединяются, с одной поверхности на другую переносятся металлические частицы, величина которых велика по сравнению с размерами атомов.[18], [27] Такие эксперименты говорят о том, что в области контакта всегда образуются сильные связи, которые разрываются при разделении поверхностей. В случае твердых металлов и смазки перенос уменьшается, но не устраняется.

При скольжении одной поверхности относительно другой как показывалось выше происходит непрерывный процесс срезания и возникновения адгезионных соединений. Поверхность инструмента находится под действием срезающих напряжений. В результате этого процесса частицы металла местами вырываются с поверхности. Высокие давления, а так же процесс непрерывного перемещения стружки по инструменту в процессе резания увеличивает степень адгезионных явлений.

Для снижения адгезии применяют СОЖ, однако при увеличении скорости резания, адсорбированные пленки не успевают возобновляться в контактной зоне и условия резания постепенно приближаются к условиям резания в вакууме. Кроме того, под действием высоких температур контактные слои размягчаются, и поры в зоне контакта уменьшаются, и с появлением сплошного контакта смазка и воздух не проникают в зону резания. Поэтому с повышением скорости резания эффективность смазки снижается. Обычно такое вырывание значительно больше со стороны более мягкого металла при его скольжении по более твердому, однако имеет место и перенос частиц более твердого материала на более мягкий. Это явление происходит вследствие анизотропии инструментального материала из-за микротрещин, пор, неоднородности химического состава и т. д. Прочность на различных микроучастках поверхности инструмента может отличаться в сильной степени, вследствие чего происходит отрыв и срез инструментального металла. Кроме того адгезионный нарост, являясь весьма твердым при своем разрушении может оказывать абразивное действие, срезая материал инструмента.[24]

Различают хрупкий и пластический адгезионный износ, который в зависимости от условий обработки и состояния инструментального материала может происходить путем отрыва (фрезерование) или пластического среза (точение).[24]

При этом при хрупком разрушении контактных слоев характеристикой износостойкости инструментального материала будет являться его предел выносливости σ_w , а при пластическом срезе контактных слоев инструментального материала характеристикой износостойкости материала будет являться предел текучести σ_n и твердость HV_n . [19]

При резании титановых сплавов наблюдается интенсивный износ, обусловленный адгезионными явлениями. При этом происходит очень прочное схватывание стружки, фактически приваривание ее к поверхности инструмента.

При периодическом изменении условий резания происходит срыв приварившихся частиц обрабатываемого материала вместе с материалом инструмента. Особенно выражено это явление при обработке многолезвийным инструментом-фрезеровании и обработке отверстий – сверлении, развертывании, нарезании резьб.

При фрезеровании срезанная зубом стружка, как правило, приваривается к его передней поверхности и отскакивает лишь при последующем врезании, что приводит к частым выкрашиваниям и сколам.

При сверлении, особенно мелких отверстий, вследствие затрудненного отвода стружки, она может налипнуть на инструмент до такой степени, что силы схватывания вызовут поломку инструмента в отверстии.

Адгезионный износ также весьма характерен для передней поверхности инструмента при обдирочных операциях, выполняемых со снятием корки, а также при точении с ее удалением со средней скоростью резания $v=40-60$ м/мин и подачей $s>0,2$ мм/об, причем особенно при проведении этой обработки резцами с пластинками из двух – и трехкарбидных сплавов.

Стойкое налипание наблюдается на пластинках из сплавов ВК3М, ВК4, ВК6М. [5]

В меньшей степени явление адгезии наблюдается при обработке резцами с пластинками из ВК6, ВК8, ВК8Та, ВК12, ВК12Та.[5]

При этом происходит очень прочное схватывание стружки, фактически приваривание ее к поверхности инструмента.

При периодическом изменении условий резания происходит срыв приварившихся частиц обрабатываемого материала вместе с материалом инструмента. Особенно выражено это явление при обработке многолезвийным инструментом-фрезеровании и обработке отверстий – сверлении, развертывании, нарезании резьб.

При фрезеровании срезанная зубом стружка, как правило, приваривается к его передней поверхности и отскакивает лишь при последующем врезании, что приводит к частым выкрашиваниям и сколам.

При сверлении, особенно мелких отверстиях, вследствие затрудненного отвода стружки, она может налипнуть на инструмент до такой степени, что силы схватывания вызовут поломку инструмента в отверстии.

3.3. Выбор состава покрытия

3.3.1. Выбор состава покрытия исходя из термодинамического критерия

Исходя из всего выше сказанного, становится понятным, что инструмент, предназначенный для обработки титановых сплавов должен иметь покрытие с низкой адгезией к титановым сплавам. За основу выбора такого типа покрытия мы возьмем термодинамический критерий, так как прямое измерение работы адгезии или силы сцепления как показано выше невозможно или весьма затруднено.

Проведя анализ свободных энергий образования карбидов, нитридов, карбонитридов, карбооксонитридов и оксидов согласно таблицам 7 - 14 были получены следующие графики – рис.1 – 5.

Таблица 7. Свободные энергии образования ΔG^0 кДж/моль карбидов вольфрама. [19]

№	соединение	ΔG^0 кДж/моль
1	WC	35,3

Таблица 8. Свободные энергии образования ΔG^0 кДж/моль карбидов Ti, Zr и Hf. [27]

№	соединение	ΔG^0 кДж/моль	соединение	ΔG^0 кДж/моль	соединение	ΔG^0 кДж/моль
1	TiC _{1,0}	211,229	ZrC _{1,0}	221,967	HfC _{1,0}	203,257
2	TiC _{0,95}	205,419	ZrC _{0,95}	214,581	HfC _{0,95}	206,092
3	TiC _{0,9}	199,735	ZrC _{0,9}	207,143	HfC _{0,9}	205,641
4	TiC _{0,85}	193,998	ZrC _{0,85}	199,683	HfC _{0,85}	201,951
5	TiC _{0,8}	188,264	ZrC _{0,8}	192,297	HfC _{0,8}	194,896
6	TiC _{0,75}	182,58	ZrC _{0,75}	184,860	HfC _{0,75}	184,452
7	TiC _{0,7}	176,844	ZrC _{0,7}	177,474	HfC _{0,7}	170,767
8	TiC _{0,65}	171,11	ZrC _{0,65}	169,986	HfC _{0,65}	153,745
9	TiC _{0,6}	165,351	ZrC _{0,6}	162,6	HfC _{0,6}	133,433

Таблица 9. Свободные энергии образования ΔG^0 кДж/моль карбидов V, Nb, и Ta.[26]

№	соединение	ΔG^0 кДж/моль	соединение	ΔG^0 кДж/моль	соединение	ΔG^0 кДж/моль
1	VC _{1,0}	99,233	NbC _{1,0}	135,046	TaC _{1,0}	142,149
2	VC _{0,95}	–	NbC _{0,95}	132,866	TaC _{0,95}	137,537
3	VC _{0,9}	102,259	NbC _{0,9}	130,628	TaC _{0,9}	132,999
4	VC _{0,85}	102,602	NbC _{0,85}	128,254	TaC _{0,85}	128,457
5	VC _{0,8}	95,516	NbC _{0,8}	125,792	TaC _{0,8}	123,939
6	VC _{0,75}	92,735	NbC _{0,75}	123,171	TaC _{0,75}	119,969
7	VC _{0,7}	91,323	NbC _{0,7}	120,867	TaC _{0,7}	114,847
8	VC _{0,65}	–	NbC _{0,65}	–	TaC _{0,65}	–
9	VC _{0,6}	–	NbC _{0,6}	–	TaC _{0,6}	–

Таблица 10. Свободные энергии образования ΔG^0 кДж/моль нитридов Ti, Zr, V, и Nb.
[26]

№	соединение	ΔG^0 кДж/моль
1	TiN _{1,0}	293,934
2	ZrN _{1,0}	340,864
3	ZrN _{0,94}	330,472
4	ZrN _{0,92}	330,877
5	VN _{1,0}	188,915
6	NbN _{1,0}	207,734

Таблица 11. Свободные энергии образования ΔG^0 кДж/моль карбонитридов Ti, и Zr.
[26]

№	соединение	ΔG^0 кДж/моль	соединение	ΔG^0 кДж/моль
1	TiC _{0,1} N _{0,9}	284,613	ZrC _{0,1} N _{0,9}	326,917
2	TiC _{0,2} N _{0,8}	275,382	ZrC _{0,1} N _{0,9}	313,011
3	TiC _{0,3} N _{0,7}	266,241	ZrC _{0,1} N _{0,9}	299,146
4	TiC _{0,4} N _{0,6}	257,188	ZrC _{0,1} N _{0,9}	285,231
5	TiC _{0,5} N _{0,5}	242,224	ZrC _{0,1} N _{0,9}	271,537
6	TiC _{0,6} N _{0,4}	239,350	ZrC _{0,1} N _{0,9}	257,793
7	TiC _{0,7} N _{0,3}	230,565	ZrC _{0,1} N _{0,9}	244,09
8	TiC _{0,8} N _{0,2}	221,868	ZrC _{0,1} N _{0,9}	230,428
9	TiC _{0,9} N _{0,1}	213,261	ZrC _{0,1} N _{0,9}	216,805

Таблица 12. Свободные энергии образования ΔG^0 кДж/моль карбонитридов V, и Nb.[26]

№	соединение	ΔG^0 кДж/моль	соединение	ΔG^0 кДж/моль
1	$VC_{0,1}N_{0,9}$	179,559	$NbC_{0,1}N_{0,9}$	200,429
2	$VC_{0,2}N_{0,8}$	170,288	$NbC_{0,2}N_{0,8}$	192,950
3	$VC_{0,3}N_{0,7}$	161,105	$NbC_{0,3}N_{0,7}$	185,46
4	$VC_{0,4}N_{0,6}$	152,007	$NbC_{0,4}N_{0,6}$	177,96
5	$VC_{0,5}N_{0,5}$	142,996	$NbC_{0,5}N_{0,5}$	170,449
6	$VC_{0,6}N_{0,4}$	134,071	$NbC_{0,6}N_{0,4}$	162,927
7	$VC_{0,7}N_{0,3}$	125,232	$NbC_{0,7}N_{0,3}$	155,394
8	$VC_{0,8}N_{0,2}$	116,479	$NbC_{0,8}N_{0,2}$	147,851
9	$VC_{0,9}N_{0,1}$	107,813	$NbC_{0,9}N_{0,1}$	140,296

Таблица 13. Свободные энергии образования ΔG^0 кДж/моль карбооксонитридов Ti.[26]

№	соединение	ΔG^0 кДж/моль
1	$TiC_{0,56}N_{0,44}$	242,288
2	$TiC_{0,42}N_{0,42}O_{0,16}$	279,525
3	$TiC_{0,38}N_{0,4}O_{0,22}$	293,91
4	$TiC_{0,31}N_{0,34}O_{0,35}$	325,684
5	$TiC_{0,3}N_{0,3}O_{0,4}$	338,418
6	$TiC_{0,5}N_{0,5}$	240,677
7	$TiC_{0,475}N_{0,475}O_{0,05}$	252,781
8	$TiC_{0,45}N_{0,45}O_{0,1}$	264,918
9	$TiC_{0,425}N_{0,435}O_{0,15}$	277,087
10	$TiC_{0,4}N_{0,4}O_{0,2}$	289,288
11	$TiC_{0,375}N_{0,375}O_{0,25}$	301,522
12	$TiC_{0,35}N_{0,35}O_{0,3}$	313,788
13	$TiC_{0,325}N_{0,325}O_{0,35}$	326,087
14	$TiC_{0,3}N_{0,3}O_{0,4}$	339,418

Таблица 15. Свободные энергии образования ΔG^0 кДж/моль карбоксонитридов Hf. [26]

№	соединение	ΔG^0 кДж/моль
1	HfN _{0,93} O _{0,07}	355,187
2	HfC _{0,1} N _{0,83} O _{0,07}	339,568
3	HfC _{0,2} N _{0,73} O _{0,07}	324,372
4	HfC _{0,3} N _{0,63} O _{0,07}	309,6
5	HfC _{0,4} N _{0,53} O _{0,07}	295,251
6	HfC _{0,5} N _{0,43} O _{0,07}	281,326
7	HfC _{0,6} N _{0,33} O _{0,07}	267,823
8	HfC _{0,7} N _{0,23} O _{0,07}	254,745
9	HfC _{0,8} N _{0,13} O _{0,07}	242,089
10	HfC _{0,9} N _{0,03} O _{0,07}	229,857
11	HfC _{0,93} O _{0,07}	218,048

Таблица 16. Свободные энергии образования ΔG^0 кДж/моль карбонитридов Zr - Nb. [26]

№	соединение	ΔG^0 кДж/моль
1	Zr _{0,8} Nb _{0,2} C _{0,2} N _{0,76}	289,483
2	Zr _{0,6} Nb _{0,4} C _{0,5} N _{0,5}	250,777
3	Zr _{0,5} Nb _{0,5} C _{0,44} N _{0,46}	235,799
4	Zr _{0,19} Nb _{0,81} C _{0,81} N _{0,19}	165,065
5	Zr _{0,9} Nb _{0,1} C _{0,09} N _{0,85}	310,102
6	Zr _{0,7} Nb _{0,3} C _{0,28} N _{0,66}	269,362
7	Zr _{0,4} Nb _{0,6} C _{0,56} N _{0,38}	208,251
8	Zr _{0,1} Nb _{0,9} C _{0,85} N _{0,09}	147,141

Таблица 17. Свободные энергии образования ΔG^0 кДж/моль оксидов. [18]

№	соединение	ΔG^0 кДж/моль
1	HfO ₂	1088,6
2	2TiO	981
3	SiO ₂	857,1
4	2VO	808,8
5	2/5Ta ₂ O ₅	765,6
6	2/3V ₂ O ₃	759,9
7	2/5Nb ₂ O ₅	706,1
8	2/5V ₂ O ₅	568,3
9	MoO ₂	534,7
10	WO ₂	534,3
11	2/3WO ₃	509,8
12	2CdO	457,1
13	2NiO	423,6
14	2/3MoO ₃	445,5
15	2CoO	430,4

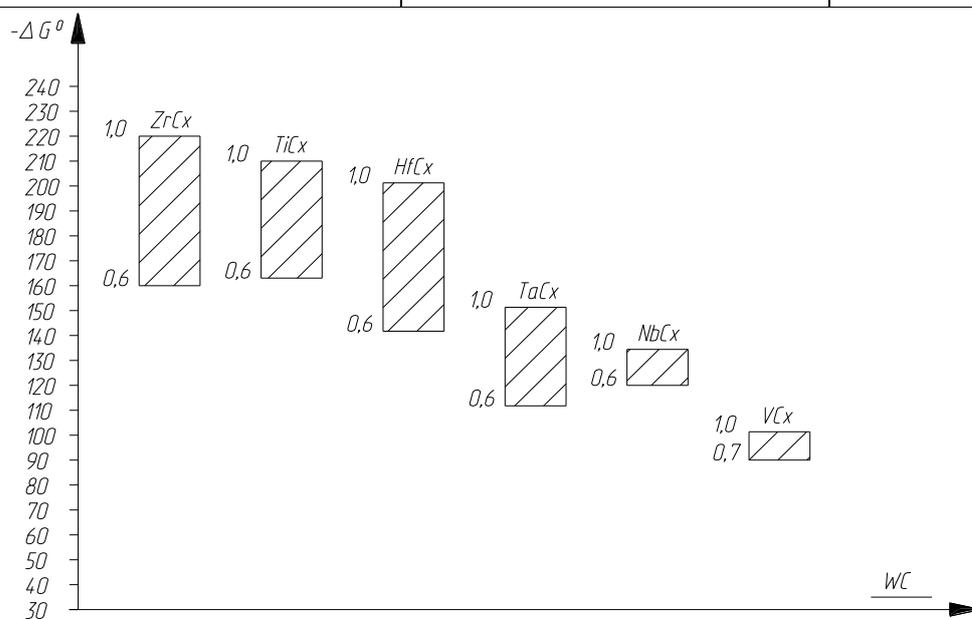


Рис. 1. Свободные энергии $\Delta G^0_{обр}$ для карбидов при стандартных условиях.

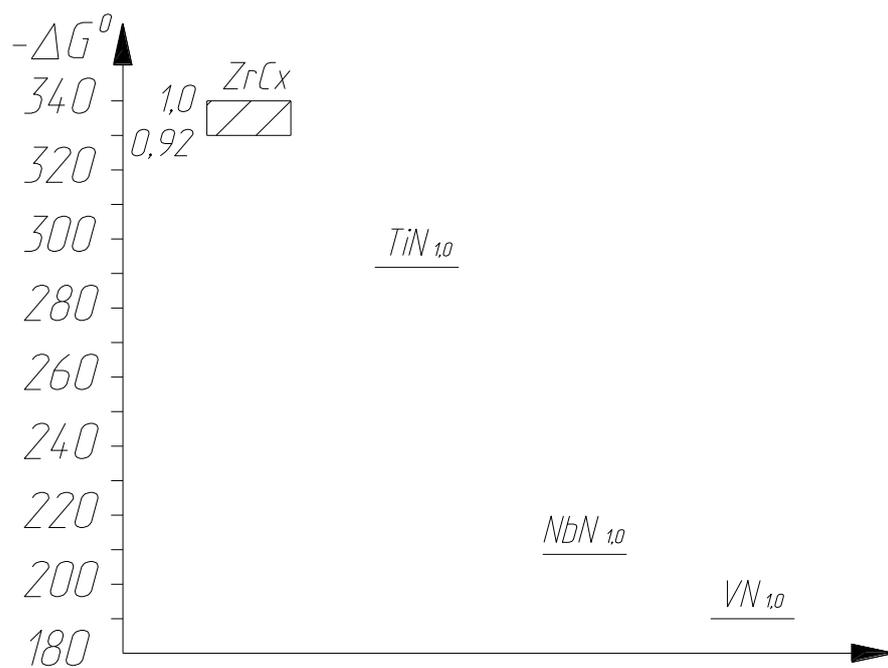


Рис. 2. Свободные энергии ΔG^0 обр для нитридов при стандартных условиях.

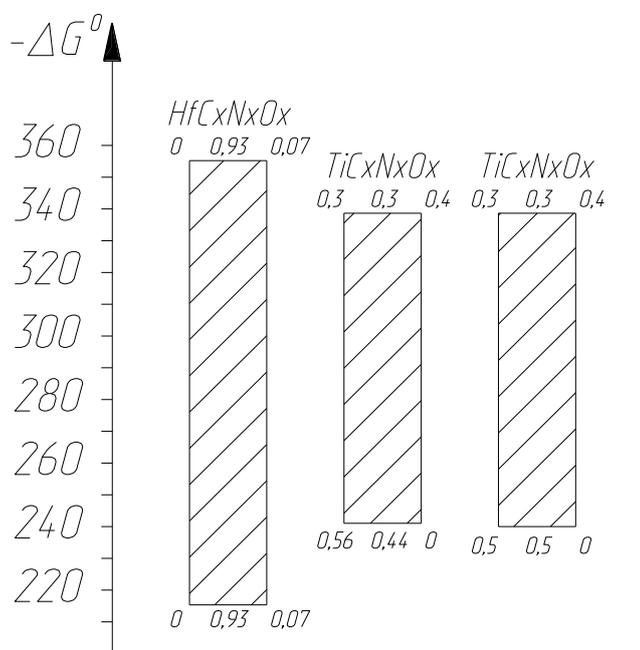


Рис. 3. Свободные энергии ΔG^0 обр для карбоксонитридов при стандартных условиях.

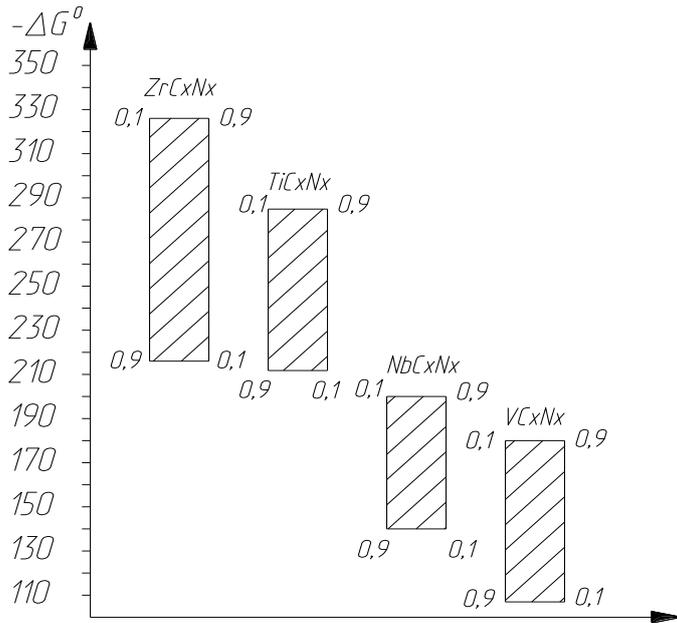


Рис. 4. Свободные энергии ΔG° обр для карбонитридов при стандартных условиях.

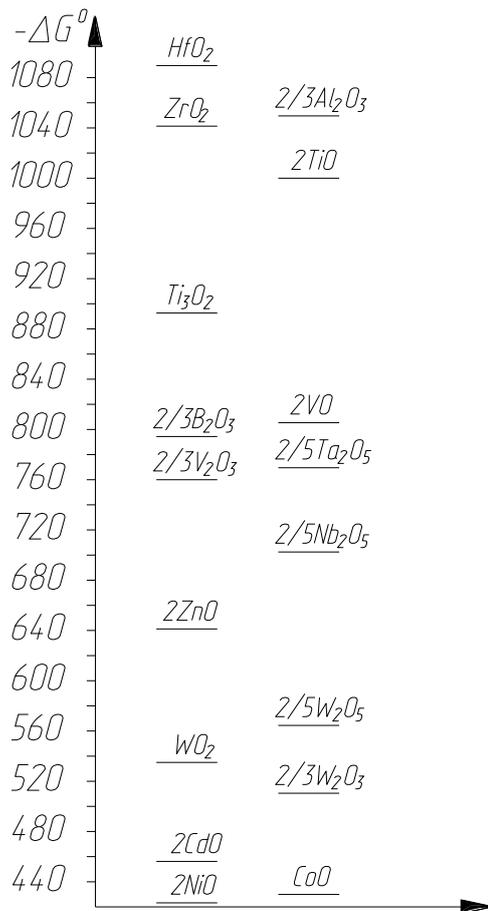


Рис. 5. Свободные энергии ΔG° обр для оксидов при стандартных условиях.

На основании анализа свободных энергий образования карбидов, нитридов, карбонитридов, карбооксонитридов и оксидов можно сделать вывод, что в качестве покрытия, на режущем инструменте для обработки титановых сплавов исходя из термодинамического критерия, наиболее целесообразно использовать карбиды вольфрама, так как они обладают наиболее малой свободной энергией и исходя из термодинамического критерия, как следствие наиболее низкой адгезией с обрабатываемым материалом.

3.3.2. Анализ влияния фазового и химического состава на свободную энергию образования тугоплавких соединений ΔG^0 кДж/моль

При анализе данных таблиц 8 – 15 можно обнаружить следующие закономерности.

Для карбидов титана свободная энергия образования карбидов ΔG^0 кДж/моль изменяются с периодичностью $\approx 5,734$ от 165,351 до 211,229 при изменении фазового состава от $TiC_{0,6}$ до $TiC_{1,0}$ (см. табл. 8).

У карбидов циркония свободная энергия образования карбидов ΔG^0 кДж/моль изменяются с периодичностью $\approx 7,386$ от 162,6 до 221,967 при изменении фазового состава от $ZrC_{0,6}$ до $ZrC_{1,0}$ (см. табл. 8).

Для карбидов гафния эта закономерность имеет нелинейный характер, однако тенденция уменьшения свободной энергии образования карбидов ΔG^0 кДж/моль с 203,257 до 133,433 при уменьшении фазовой доли углерода с $HfC_{1,0}$ до $HfC_{0,6}$ сохраняется (см. табл. 8).

Для карбидов ванадия свободная энергия образования карбидов ΔG^0 кДж/моль изменяется также по нелинейному закону, однако с уменьшением фазовой доли углерода с $VC_{1,0}$ до $VC_{0,7}$ она также уменьшается от 99,233 до 91,323 (см. табл. 9).

Для карбидов ниобия свободная энергия образования карбидов ΔG^0 кДж/моль изменяется по линейному закону, с периодичностью ≈ 2.4 от 135.046 до 120.867 при изменении фазового состава от $\text{NbC}_{0.7}$ до $\text{NbC}_{1.0}$ (см. табл. 9).

Для карбидов тантала свободная энергия образования карбидов ΔG^0 кДж/моль изменяется по линейному закону, с периодичностью ≈ 4.54 от 142,149 до 114,847 при изменении фазового состава от $\text{TaC}_{0.7}$ до $\text{TaC}_{1.0}$ (см. табл. 9).

Для нитридов ввиду отсутствия столь же подробных данных по их свойствам все же можно заметить подобные тенденции для нитрида циркония, у которого при изменении фазового состава от $\text{ZrN}_{0.92}$ до $\text{ZrN}_{1.0}$ свободная энергия образования нитридов ΔG^0 кДж/моль изменяется от 330,877 до 340,864 (см. табл. 11).

У карбонитридов титана свободная энергия образования карбонитридов ΔG^0 кДж/моль уменьшается с периодичностью $\approx 9,14$ по линейному закону от 284,613 до 213,261 с ростом содержания фазы углерода и уменьшением содержания фазы азота от $\text{TiC}_{0.1}\text{N}_{0.9}$ до $\text{TiC}_{0.9}\text{N}_{0.1}$ (см. табл. 12).

Для карбонитридов циркония существует такая же линейная закономерность уменьшения свободной энергии образования карбонитридов ΔG^0 кДж/моль с периодичностью $\approx 13,8$ ростом содержания фазы углерода и уменьшением содержания фазы азота от 326,917 для $\text{ZrC}_{0.1}\text{N}_{0.9}$ до 216,805 для $\text{ZrC}_{0.9}\text{N}_{0.1}$ (см. табл. 12).

У карбонитридов ванадия свободная энергия образования карбонитридов ΔG^0 кДж/моль так же уменьшается с периодичностью $\approx 9,2$ по линейному закону от 179,559 для $\text{VC}_{0.1}\text{N}_{0.9}$ до 107,813 для $\text{VC}_{0.9}\text{N}_{0.1}$ (см. табл. 13).

Для карбонитридов ниобия мы наблюдаем такую же картину: свободная энергия образования карбонитридов ΔG^0 кДж/моль так же уменьшается с периодичностью ≈ 7.48 по линейному закону от 200,429 для $\text{NbC}_{0.1}\text{N}_{0.9}$ до 140,296 для $\text{NbC}_{0.9}\text{N}_{0.1}$ (см. табл. 13).

При анализе изменения свободной энергии карбооксонитридов титана можно заметить, что она увеличивается с увеличением кислородной фазы и уменьшением фазы углерода от 279, 525 для $\text{TiC}_{0,42}\text{N}_{0,42}\text{O}_{0,16}$ до 338,418 для $\text{TiC}_{0,3}\text{N}_{0,3}\text{O}_{0,4}$ и от 252,781 для $\text{TiC}_{0,475}\text{N}_{0,475}\text{O}_{0,05}$ до 338,418 для $\text{TiC}_{0,3}\text{N}_{0,3}\text{O}_{0,4}$ (см. табл. 14).

При анализе изменения свободной энергии карбооксонитридов гафния с фиксированной фазой кислорода ($\text{O}_{0,07}$) мы наблюдаем ту же закономерность: свободная энергия образования карбооксонитридов ΔG^0 кДж/моль так же уменьшается с ростом фазы углерода и уменьшением фазы азота от 339,568 для $\text{HfC}_{0,1}\text{N}_{0,83}\text{O}_{0,07}$ до 229,857 для $\text{HfC}_{0,9}\text{N}_{0,03}\text{O}_{0,07}$ (см. табл. 15).

Данные зависимости мы проиллюстрируем графиками 6-18.

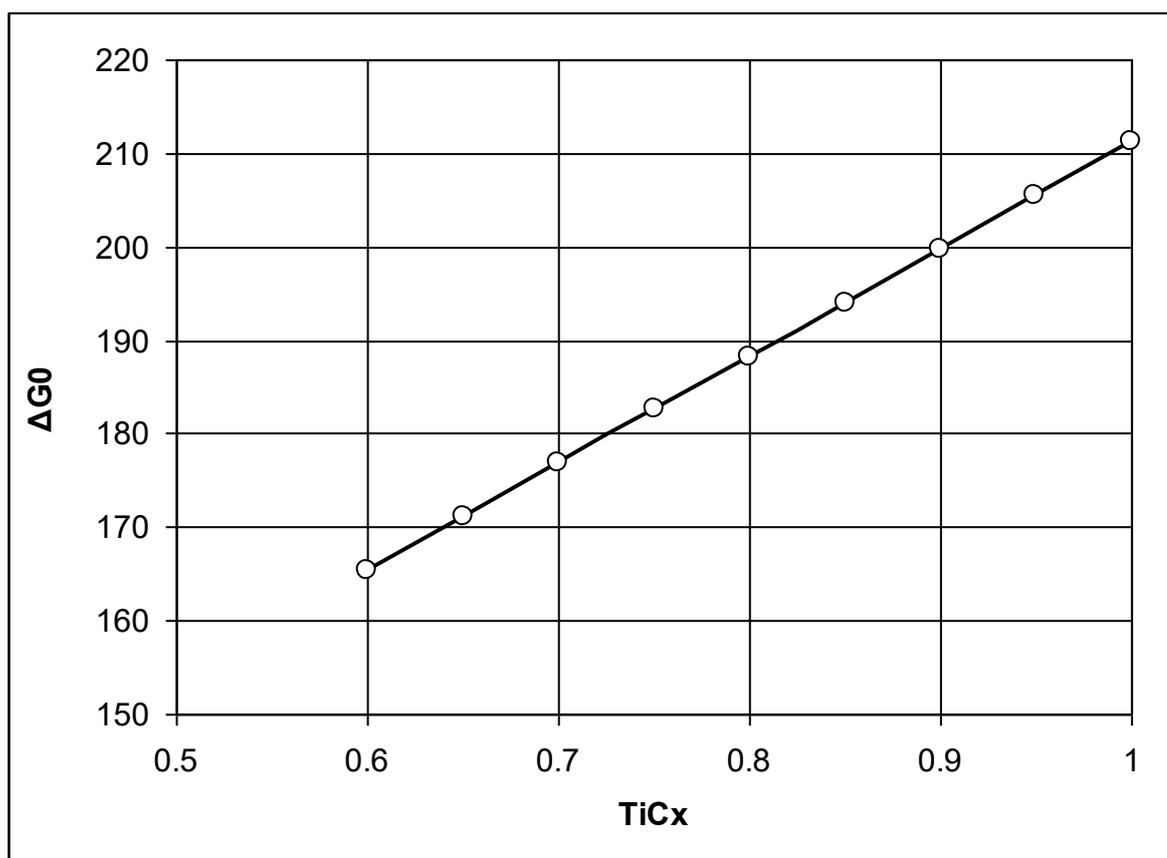


Рис.6. Зависимость изменения ΔG^0 кДж/моль TiC_x от доли углеродной фазы.

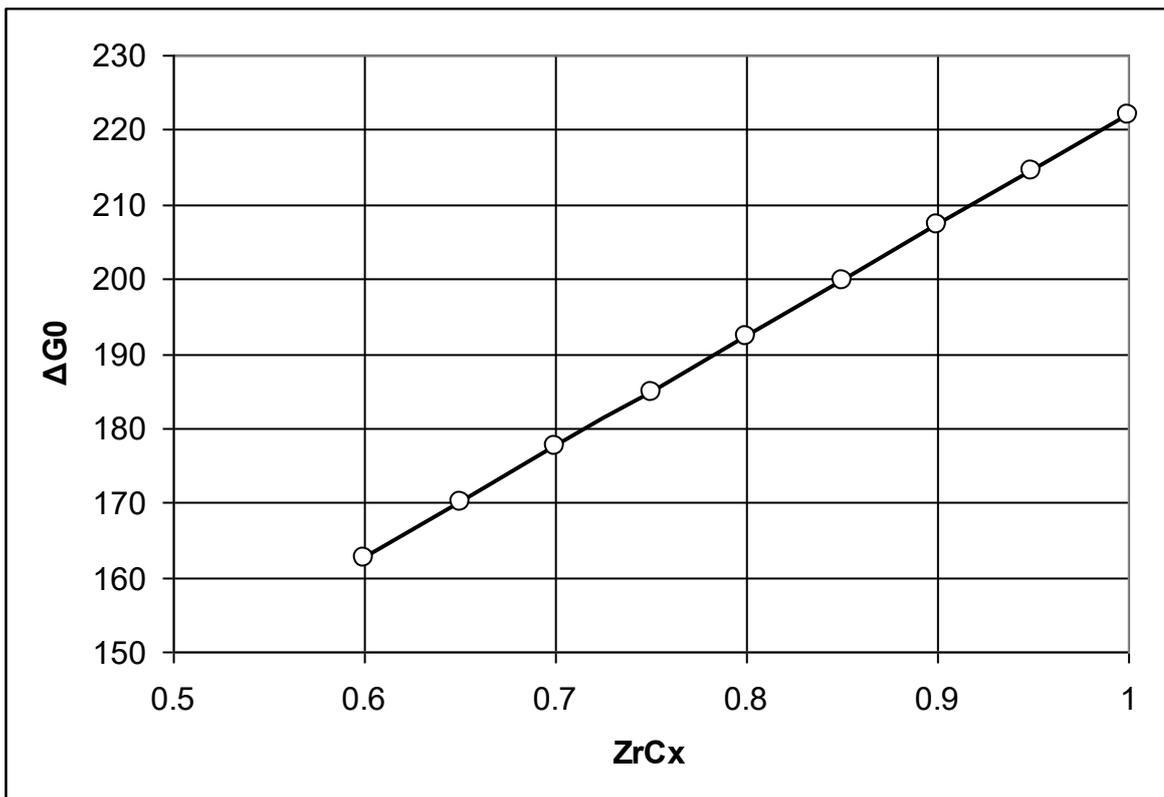


Рис.7. Зависимость изменения ΔG^0 кДж/моль ZrC_x от доли углеродной фазы.

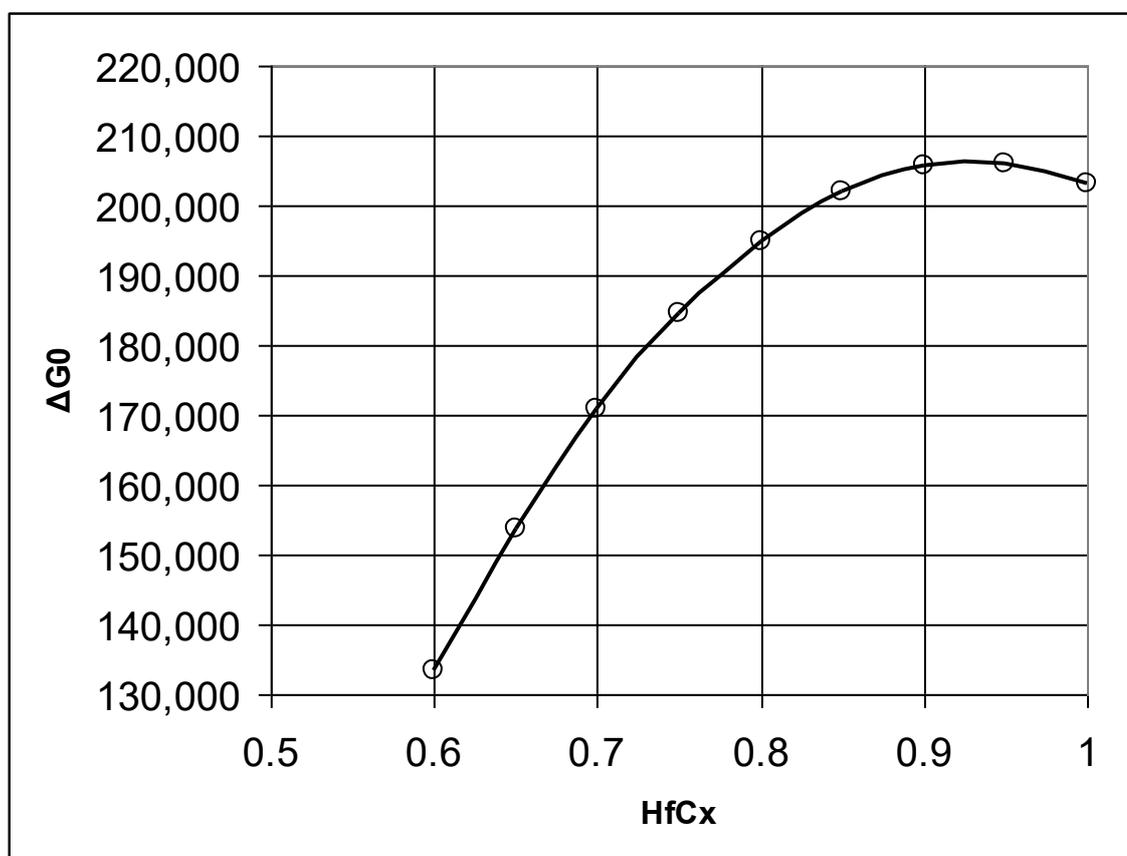


Рис.8. Зависимость изменения ΔG^0 кДж/моль HfC_x от доли углеродной фазы.

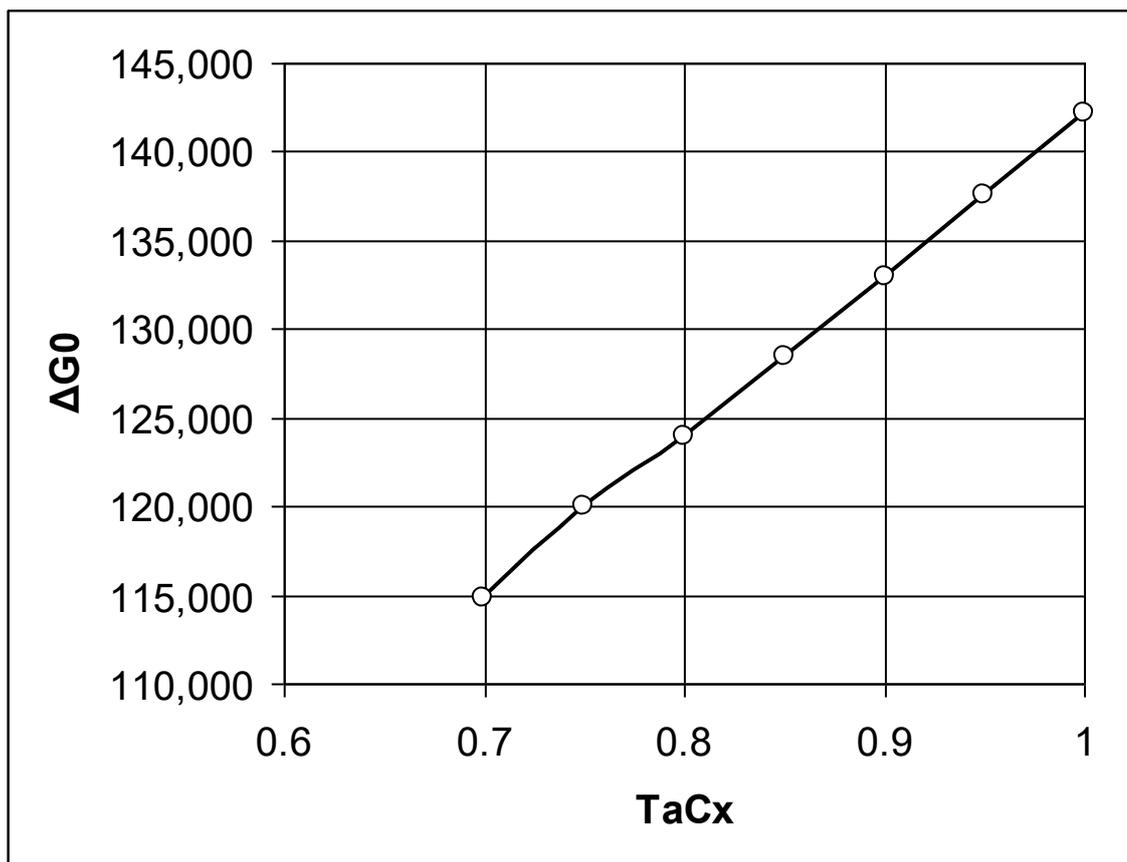


Рис.9. Зависимость изменения ΔG^0 кДж/моль TaC_x от доли углеродной фазы.

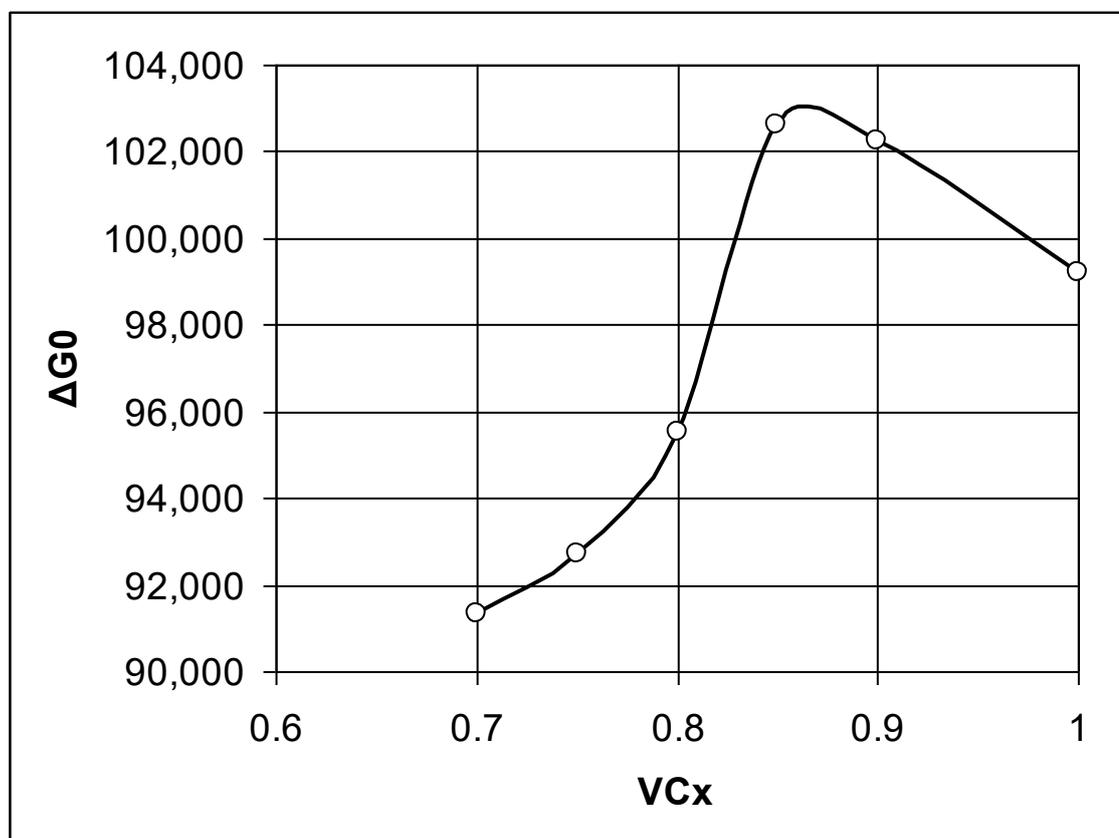


Рис.10. Зависимость изменения ΔG^0 кДж/моль VC_x от доли углеродной фазы.

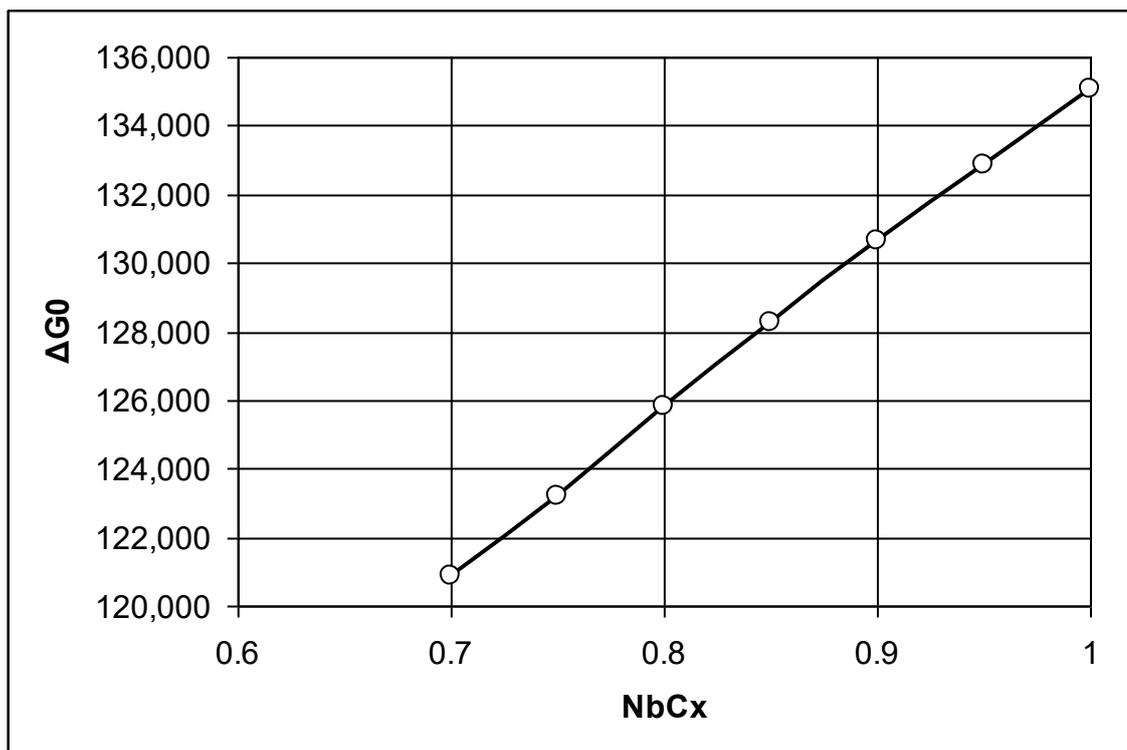


Рис.11. Зависимость изменения ΔG^0 кДж/моль NbC_x от доли углеродной фазы.

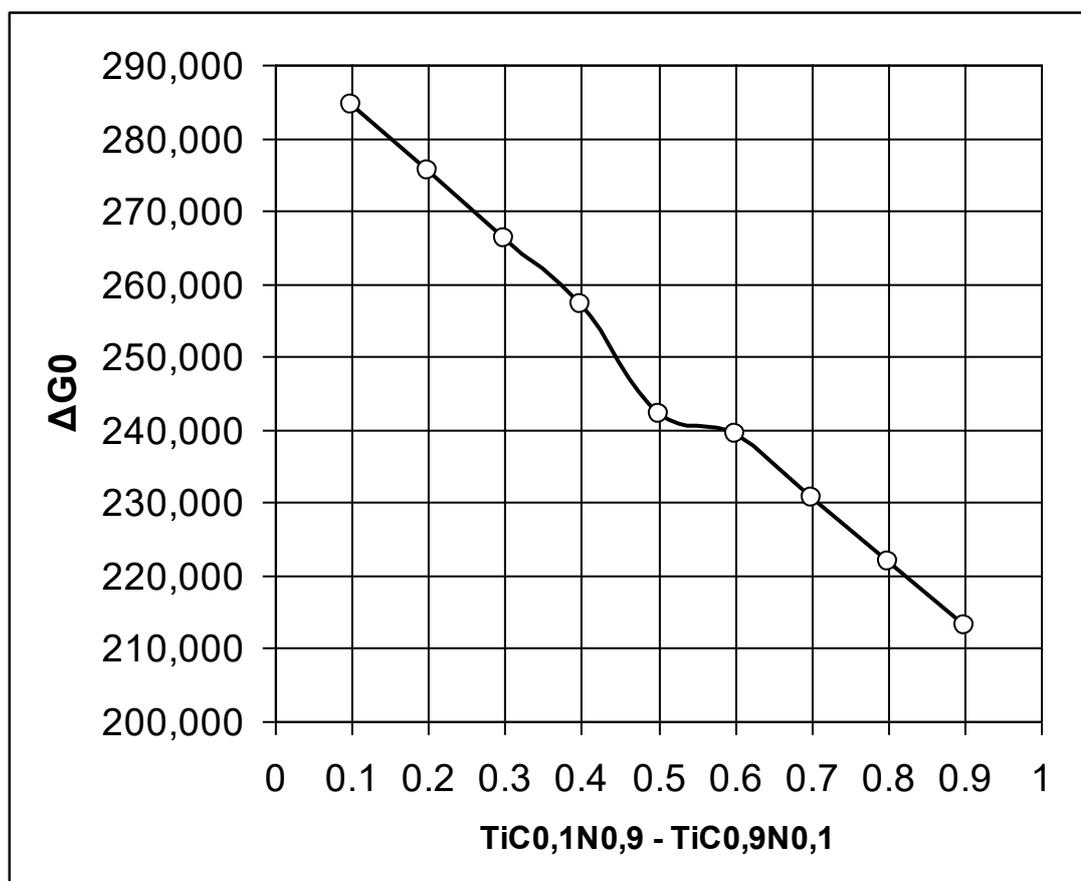


Рис.12. Зависимость изменения ΔG^0 кДж/моль TiC_xN_x от роста доли углеродной и уменьшения азотной фазы.

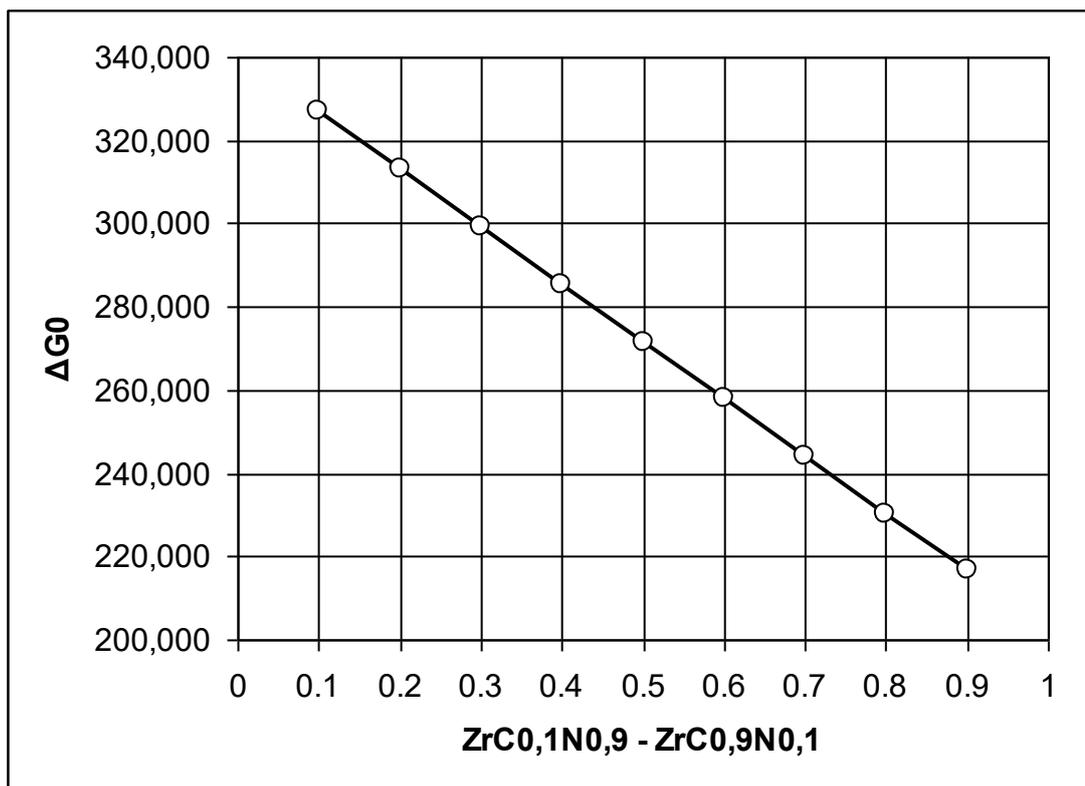


Рис.13. Зависимость изменения ΔG^0 кДж/моль ZrC_xN_x от роста доли углеродной и уменьшения азотной фазы.

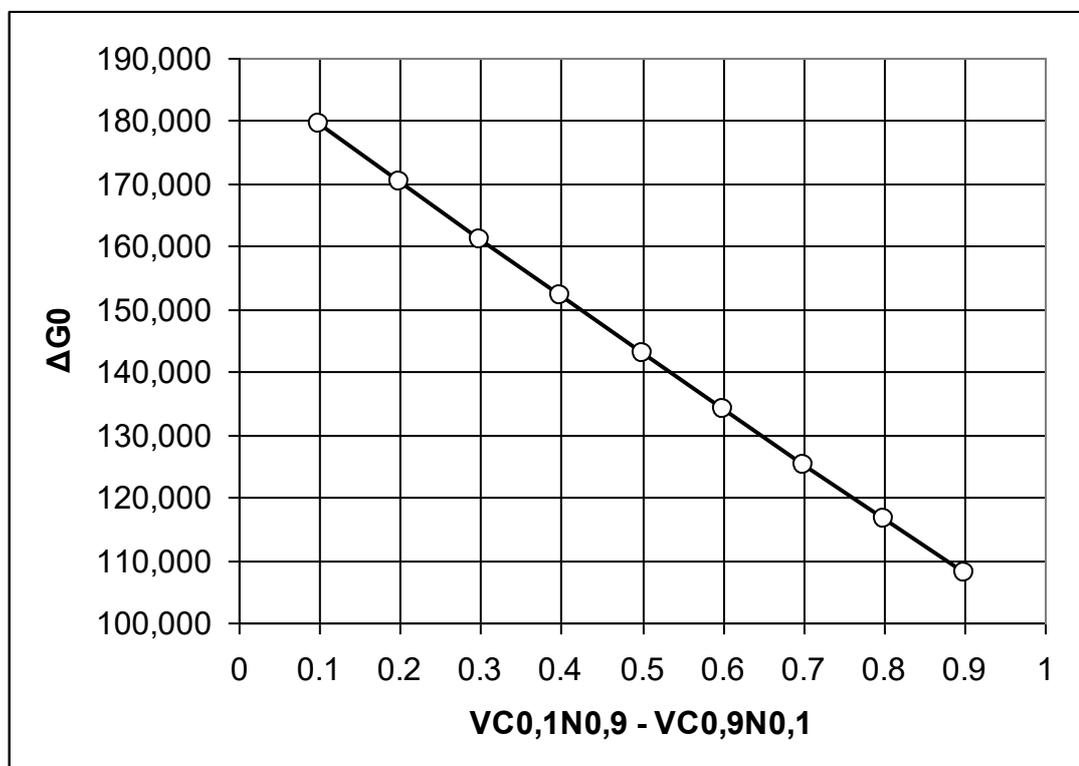


Рис.14. Зависимость изменения ΔG^0 кДж/моль VC_xN_x от роста доли углеродной и уменьшения азотной фазы.

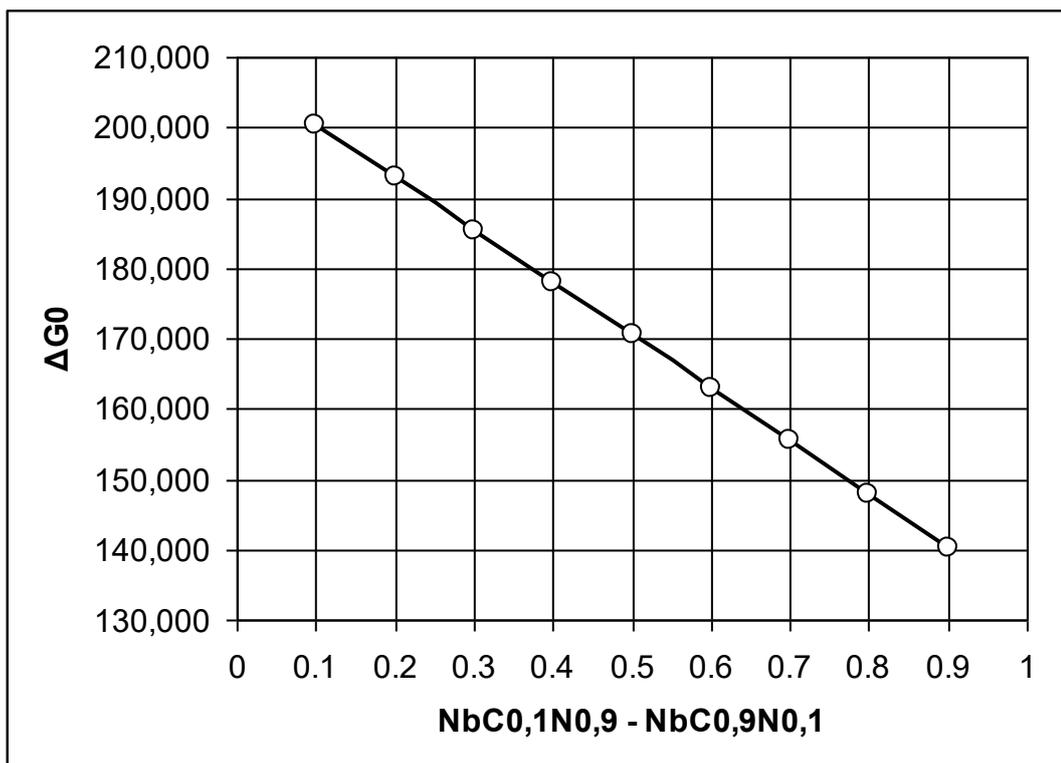


Рис.15. Зависимость изменения ΔG^0 кДж/моль NbC_xN_x от роста доли углеродной и уменьшения азотной фазы.

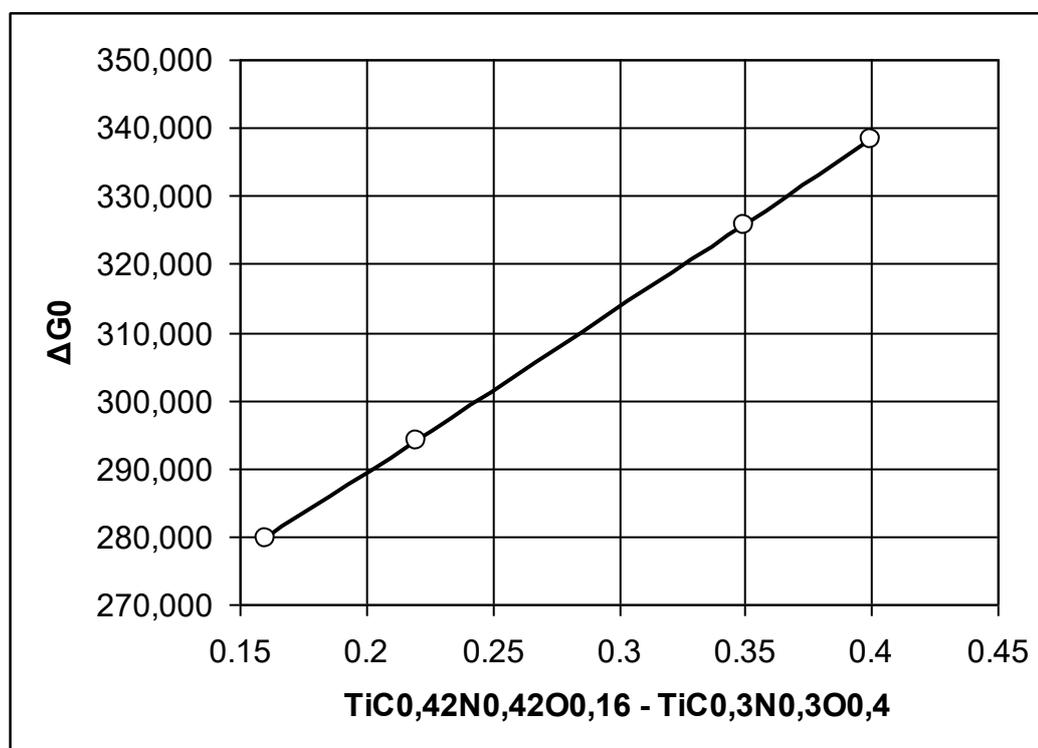


Рис.16. Зависимость изменения ΔG^0 кДж/моль $TiC_xN_xO_x$ от роста доли кислородной и уменьшения углеродной фазы.

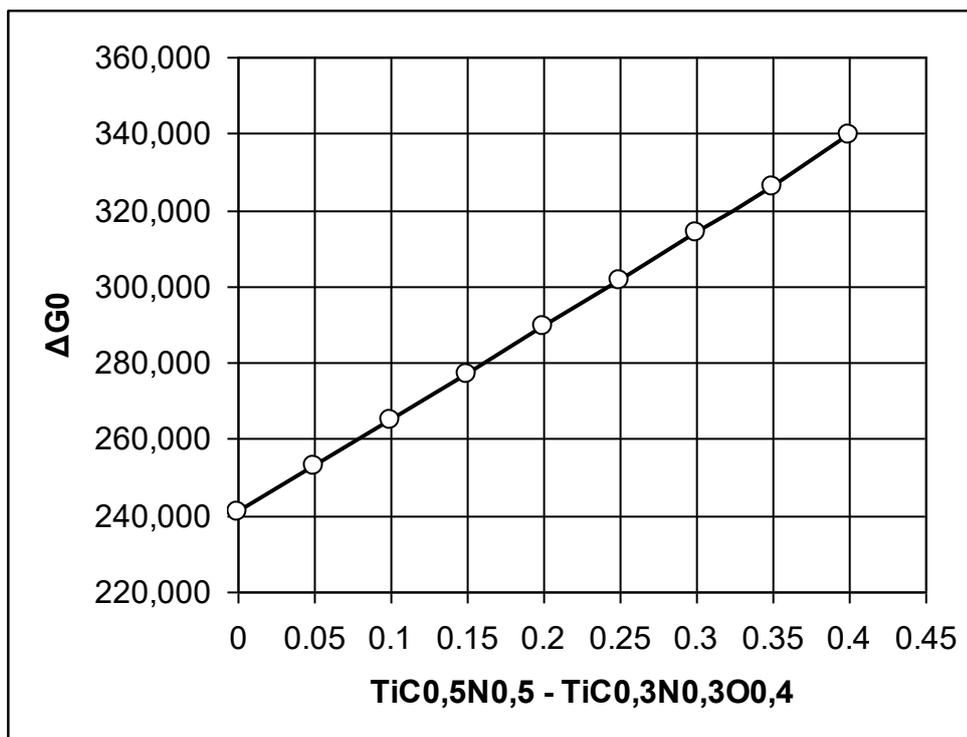


Рис.17. Зависимость изменения ΔG^0 кДж/моль $TiC_xN_xO_x$ от роста доли кислородной и уменьшения углеродной фазы.

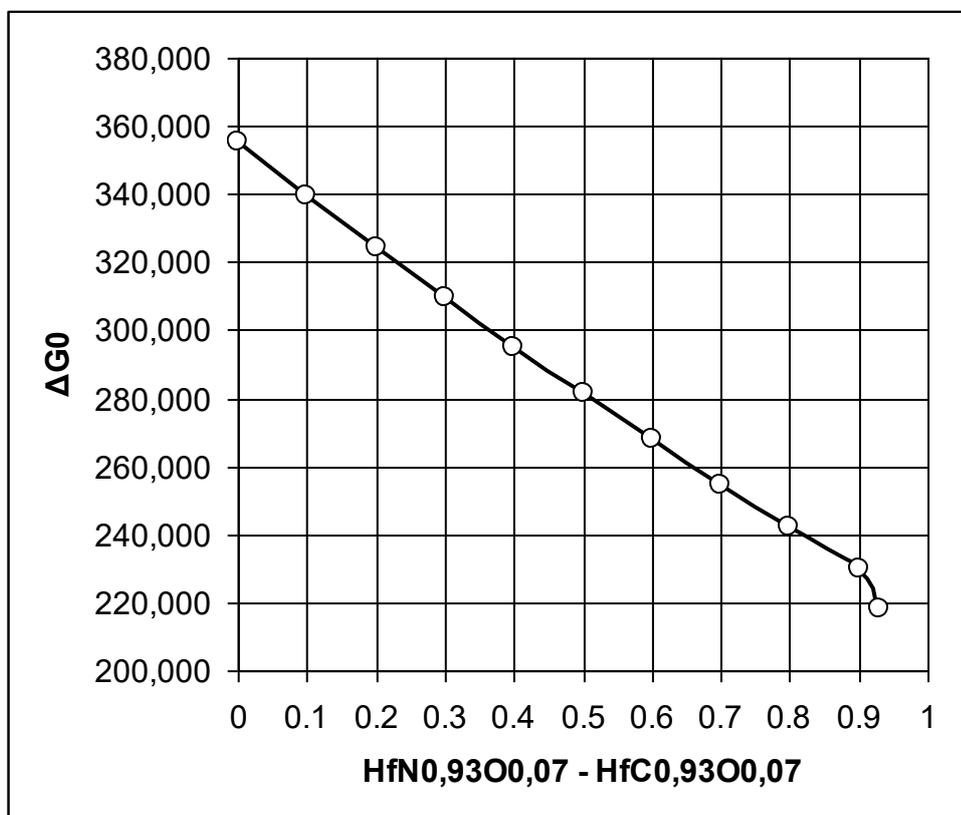


Рис.18. Зависимость изменения ΔG^0 кДж/моль $HfC_xN_xO_x$ от роста доли кислородной и уменьшения углеродной фазы.

На основании этого можно сделать следующие выводы.

- 1) Во всех рассмотренных случаях для карбидов и нитридов с уменьшением фазы углерода и азота наблюдается уменьшение свободной энергии образования ΔG^0 кДж/моль (см графики 6-11 и таблицы 8 - 10).
- 2) В рассмотренных случаях для карбонитридов с увеличением фазы углерода и уменьшением фазы азота наблюдается уменьшение свободной энергии образования ΔG^0 кДж/моль (см графики 12-15 и таблицы 12 - 13).
- 3) Для карбооксонитридов с увеличением фазы кислорода и уменьшением фазы углерода наблюдается рост свободной энергии образования ΔG^0 кДж/моль (см графики 16-18 и таблицы 14 - 15).

Таким образом, в качестве покрытия, исходя из термодинамического критерия, целесообразно применять карбиды с возможно меньшим содержанием углеродной фазы.

3.3.3. Выбор состава покрытия исходя из электронно-структурного критерия

Еще одним критерием качественной оценки интенсивности изнашивания инструмента в зависимости от состава покрытия может служить феноменологическая теория твердого тела - конфигурационная модель вещества (КМВ)

Интенсивность действия адгезионной составляющей износа режущего инструмента можно оценить уравнением

$$M_a = K_a \rho (J \sigma_a / \sigma_p) F_a$$

Где M_a – теряемая масса; K_a – коэффициент адгезии (объемный); ρ – плотность инструментального материала; J – интенсивность схватывания; σ_a – прочность связей в узлах схватывания; σ_p – сопротивляемость

инструментального материала разрушению; F_a – номинальная площадка контакта; [19]

$$J = (N_T + N_M) F_a;$$

Здесь N_T , N_M – число активных центров на единицу площади контакта соответственно при термическом и механическом активировании; [19]

$$N_T = \nu T_e^{Q/K\theta};$$

Где ν – частота собственных валентных колебаний атомов; T – время; Q_T – энергия термической активации; K – постоянная Больцмана; θ – абсолютная температура;

$$N_M \approx \rho_1 s b;$$

Где ρ_1 – плотность дислокаций; s – средняя длина пробега дислокации; b – вектор Бюргерса. [19]

Скорость движения дислокаций:

$$v_D \approx s \tau^n;$$

Где τ – напряжение; n – показатель степени, зависящий от стойкости материала. [19]

По этим формулам можно оценить факторы, оказывающие наибольшее влияние на склонность инструментального (покрытие) и обрабатываемого материала к адгезии. Эта склонность будет возрастать при следующих случаях: при увеличении температуры (до момента начала интенсивного окисления и разупрочнения мостиков адгезии); при увеличении частоты ν собственных колебаний валентных атомов, которая коррелирует со статическим весом атомов наиболее стабильных электронных конфигураций (СВАСК); при росте подвижности дислокации v_D , которая обратно пропорциональна твердости инструментального материала (покрытия).

Термическую составляющую схватывания можно определить по температуре плавления соединения:

$$N_T = C T_{пл}^{\theta/\theta}; [19]$$

где C - постоянная; θ – абсолютная температура; $\theta_{пл}$ – температура плавления. [19]

Оценка карбидов и нитридов тугоплавких металлов IV – VI групп Периодической таблицы элементов по данной формуле позволяет выявить соединения, наименее склонные к термическому активированию в порядке увеличения склонности: HfC – TaC – NbC – ZrC – TiC – WC – VC – MO₂C (карбиды); HfN – TaN – TiN – ZrN – NbN – VN – CrN – MoN – WN (нитриды). [19]

Общий анализ соединений тугоплавких металлов, наименее склонных к термическому активированию позволяет отметить, что в качестве покрытий для режущего инструмента с позиций термодинамики более выгодно использовать соединения IV – V групп Периодической таблицы элементов.

Механическая составляющая интенсивности схватывания N_M в большей степени зависит от твердости вещества.

Согласно теории КМВ наибольшей твердостью и жесткостью обладают вещества с превалирующим СВАСКом sp^3 , ковалентная связь которого обладает повышенной жесткостью кристаллической решетки, что обеспечивает ее малую податливость, затрудняет движение дислокаций и вакансий. Поэтому вещества с большим содержанием СВАСКа sp^3 обладают минимальной склонностью к механическому активированию.

Энергетически очень устойчивые конфигурации s^6p^6 , характерные для нитридов тугоплавких металлов с высокой донорской способностью (Ti, Zr, Hf, Nb), хотя и обладают меньшей жесткостью кристаллической решетки, но также повышают сопротивляемость соединений к механическому активированию.

Поскольку у карбидов и оксидов (типа $\alpha - Al_2O_3$) твердость определяется преимущественно содержанием СВАСК sp^3 , а у нитридов – СВАСК s^2p^6 , то их содержание в карбидах, оксидах и нитридах может служить критерием склонности соединения к химическому активированию:

для карбидов (оксидов) $N_M = C/СВАСК sp^3$;

для нитридов $N_M = C/CВАСК s^2p^6$;

для карбонитридов $N_M = C/CВАСК sp^3 CВАСК s^2p^6$;

где C – постоянная.[19]

Возникновение узлов схватывания связано не только с движением дислокаций и вакансий, но и с разрывом связей поверхностных атомов в результате разрушения адсорбационных и оксидных пленок.[19] В последнем процессе большую роль играют касательные напряжения, особенно если нормальные напряжения не превышают предела усталости, что подтверждается условием Мизеса:

$$\sigma_N^2 + 3\tau^2 \geq \sigma_y;$$

где σ_N^2 – нормальное напряжение; τ – касательное напряжение; σ_y – предел упругости.

Рассмотрим принципиально различные механизмы адгезионного изнашивания инструментального материала с покрытием.

Адгезионное изнашивание соединений с различной жесткостью кристаллической решетки (sp^3 , s^2p^6, d^5) в большей степени зависит от напряжений, действующих в узлах схватывания, и будет протекать неодинаково. Если напряжение σ_N не превышает предел упругости ($\sigma_N \leq \sigma_y$), то адгезионное изнашивание будет определяться вероятнее всего усталостным механизмом. Такой механизм обусловлен переходом части локализованных электронов в нелокализованное состояние при циклических прогибах решетки, которое сопровождается возрастанием поглощаемой энергии и ослаблением межатомных связей. При достижении критического уровня поглощаемой энергии происходит разрушение кристаллической решетки с образованием частиц, непрочно связанных с матрицей. Под действием сил схватывания эти частицы вырываются и удаляются из зоны контактирования, возникающий при этом микродефект служит концентратором напряжений и очагом зарождения микротрещин. В этих условиях жесткая sp^3 -матрица значительно лучше сопротивляется разрушению вследствие малой податливости и меньших прогибов, чем

матрицы, имеющие преобладающие d^5 – связи. Матрицы с s^2p^6 связью занимают промежуточное положение.

Максимальной устойчивостью к усталостному изнашиванию обладают карбиды HfC, ZrC, TiC, с жесткой sp^3 -конфигурацией, меньшей устойчивостью нитриды TiN, ZrN, HfN, NbN с полужесткой матрицей s^2p^6 -конфигурации.

Наименьшей сопротивляемостью в данных условиях обладают соединения CrC, MoC, WC, CrN, MoN, WN с гибкой d^5 -решеткой.

При напряжениях $\sigma_N \geq \sigma_y$ условия адгезионного взаимодействия резко изменяются. Очевидно, что во многих случаях действующие напряжения могут привести к разрушению жестких sp^3 -решеток с удалением продуктов разрушения сбегаящей стружкой.

Упругие решетки с d^5 -связью способны воспринимать большие прогибы и разрушаются в соответствии с описанным выше механизмом. Матрица с s^2p^6 -связью может разрушаться как по усталостному механизму (адгезионно-усталостное изнашивание), так и с полным разрушением s^2p^6 -связей (адгезионное изнашивание)

В этих условиях максимальной устойчивостью против разрушения будут обладать соединения WN – MoN – CrN – NbN – WC – MoC – CrC – TaC – TaN – HfN – ZrN – TiN. [19]

Таким образом, интенсивность действия адгезионной составляющей износа прямо пропорциональна интенсивности схватывания и прочности образующихся связей и обратно пропорциональна сопротивлению инструментального материала зарождению и развитию микротрещины.

На основании этого, исходя из электронно-структурного критерия можно сделать вывод, что в качестве покрытия на режущем инструменте при обработке титановых сплавов целесообразно использовать карбид тантала, так как он обладает по совокупности наилучшими свойствами при действии обеих составляющих адгезионного износа.

3.3.4. Расчет износостойкости покрытий, наносимых на режущий инструмент при обработке титановых сплавов

Адгезионно-деформационная теория трения твердых тел дает представление о природе изнашивания, главных действующих факторах и показывает принципиальную возможность описания основных закономерностей трения.[7]

Согласно этой теории трение, являясь двойственным процессом, заключается как в преодолении адгезионных связей, возникающих на площадках контакта, так и в объемном деформировании внедряющихся друг в друга элементов рельефа трущихся тонких поверхностных слоев. [7] Диссипация энергии при различных видах внешнего трения связана с непрерывным разрывом и образованием адгезионных связей при перемещении одного тела относительно другого.

Явление адгезии и деформации можно рассматривать как реализацию двух моделей трения скольжения путем сдвига или схватывания. Сдвиговый механизм осуществляется при относительно малых скоростях резания и вызывает меньший износ. Износ же путем сваривания реализуется чаще всего между металлическими поверхностями при высоких температурах, что имеет место при обработке металлов резанием. Одним из наиболее опасных повреждений поверхностей трения, связанных с адгезией является заедание, проявляющееся в виде схватывания, сваривания и т.п. [7] При этих процессах происходит перенос материала с одной поверхности на другую. В связи с этим весьма важным является вопрос об оценке сопротивляемости переносу двух различных контактирующих материалов.

Явления переноса возникают лишь при условии, когда между двумя приработавшимися контактирующими поверхностями будут происходить процессы гетеродиффузии или самодиффузии на глубине «X» не менее нескольких тысяч атомных слоев ($X \geq 10^{-7}$ м). [7] В таком случае при известном времени контактирования t_0 двух трущихся поверхностей можно

оценить минимальное значение коэффициента диффузии D , выше которого начнутся процессы переноса.

$$t_0 \approx X^2/D. [7]$$

Как известно, повышенная диффузионная активность атомов наступает уже при температуре рекристаллизации T_p . Поскольку для большинства металлов коэффициенты диффузии при 300 °К не превышают 10^{-17} м²/с, а в жидком состоянии - 10^{-8} м²/с то можно считать, что процессы переноса оказываются возможными при температуре T в интервале от температуры рекристаллизации T_p до температуры плавления $T_{пл}$. При этом переносу материала будут способствовать процессы пластической деформации, возникающие в условиях трения. [7]

Взаимодействие материалов в твердой или жидкой фазе осуществляется за время контактирования t_0 , после чего наступает механический разрыв в месте наименьшего сопротивления, т. е. в месте контакта по сечению одного из материалов или продукта их взаимодействия. Возможность такого взаимодействия и последующие физико-химические процессы определяются как внешними условиями (форма трущихся поверхностей, прикладываемая сила и др.), так и физическими свойствами трущихся материалов и среды [7].

Полагая внешние условия постоянными в работах Любарского И. М. и Палатника Л.С. было рассмотрено влияние физических свойств трущихся материалов, на процессы, обуславливающие тепловой износ. [] Величиной, характеризующей относительную сопротивляемость металла указанному взаимодействию, может служить время t_i , необходимое для разогрева материала в месте контактирования до критической температуры $T_{кр}$, выше которой может наступить перенос при условии $t_i \leq t_0$. При $t_i \gg t_0$ вероятность переноса мала.

Оценим величины t_i ($t_{покр}$, $t_{мет}$), являющимися физическими функциями трущихся материалов []. Из соображений размерности учитывая уравнения теплопроводности и граничные условия к ним [], выведем для времени разогрева области порядка L ($L \leq 1$ – область видимого контакта):

$$t_i \approx L^2/a = L^2 c_p / \lambda \quad [7]$$

где a – температуропроводность, λ – коэффициент теплопроводности, c_p – теплоемкость единицы объема.

Порядок величины L можно определить воспользовавшись флуктуационной теоремой, вытекающей из возможности разложения q и T в ряд Фурье, где q – функция распределения источников, T – температурное поле. Применяя теорему Парсеваля, получаем $\overline{|\Delta T|^2} = 4\pi \overline{(q - q_0)^2}$

Определим порядок величины t_i :

$$t_i = c_p (\lambda \sqrt{F} \sqrt{(T - T_0)^2 / q_0}) / \lambda = c_p \lambda L^2 \overline{(T - T_0)};$$

или $t_i \approx V c_p \lambda \overline{(T - T_0)}$;

где $\sqrt{F} = L$;

T_0 – температура среды;

$$V = F/q^2.$$

Величина V имеет разные значения для различных материалов, а так же меняется для одного и того же материала при изменении условий трения и материала сопряжения. Поэтому в некоторых случаях t_i следует оценивать с точностью до постоянной V . Для оазнородных металлов возможны три случая:

1) $t_1 \ll t_2$; 2) $t_1 \approx t_2$; 3) $t_1 \gg t_2$.

2) В первом случае более неустойчив против крипа материал 1, а в третьем случае – материал 2. Как правило, при условии $t_i \leq t_0$ применение одноименных металлов менее благоприятно, чем разноименных, так как процессы крипа в местах контактирования будут развиваться одновременно и это неизбежно должно привести к схватыванию.

Таким образом, параметр t_i характеризует сопротивляемость износу путем определения способности контактирующей поверхности размягчаться под действием выделяющегося тепла трения, или образования мостиков схватывания. В работах Любарского И. М. и Палатника Л.С. предложен

критерий переноса при работе на трение поверхностей из разных металлов ($t_1 < t_2$).

Если принять, что $t_1 = t_{\text{заготовки}}$ и $t_2 = t_{\text{покрытия}}$, то условие надежной работы покрытия согласно [1] будет выглядеть:

$$t_{\text{п}}/t_{\text{з}} = (C_{\text{п}}\rho_{\text{п}}\lambda_{\text{п}}(T_{\text{п}} - T_0)^2 / C_{\text{з}}\rho_{\text{з}}\lambda_{\text{з}}(T_{\text{з}} - T_0)^2) > 1; [7]$$

где T_0 – температура окружающей среды,;

$T_{\text{з}}$ и $T_{\text{п}}$ – соответствующие температуры плавления материала заготовки и покрытия на инструменте;

$C_{\text{з}}$ и $C_{\text{п}}$ – удельная теплоемкость материала заготовки и покрытия на инструменте;

$\rho_{\text{з}}$ и $\rho_{\text{п}}$ – плотность заготовки и покрытия;

$\lambda_{\text{з}}$ и $\lambda_{\text{п}}$ – коэффициент теплопроводности заготовки и покрытия.

В данной работе была проанализирована относительная стойкость покрытий на основе боридов, карбидов, нитридов, силицидов, алюминидов, сульфидов и оксидов предназначенных для режущего инструмента, работающего в условиях теплового износа в паре с титановыми сплавами. Поскольку в главе 1, разделе 3 было показано, что при механической обработке титановых сплавов температура в зоне резания достигает значительных величин, то температура заготовки и инструмента в области поверхности контакта $T_{\text{п}}$ и $T_{\text{з}}$ принималась равной 1000 °С.

Результаты расчетов представлены в таблице 18.

Расчетные значения износостойкости были сопоставлены с экспериментальными данными, полученными в условиях микрорезания.

Эти данные приведены в таблице 19. Непрерывное микрорезание проводилось на установке, созданной на базе токарно-винторезного станка при следующих режимах резания: скорость микрорезания 33,6 – 36,4 м/с, нагрузка 2 Н, подача 0,77 мм/об. Образцы тугоплавких материалов вырезались размером 2*2*10 мм и закреплялись в стальные калиброванные державки. Микрорезцы имели правильную геометрическую форму – конус с углом при вершине 100° и радиусом округления вершины – 20 – 20 мкм. [7]

Таблица 18. Теплофизические свойства и расчетная относительная износостойкость веществ, применяемых в качестве покрытия на режущем инструменте.

соединение	c_p , МДж/М ³ К	λ , Вт/МК	$T_{пл}$, К	ρ , г/см ³	t_p/t_{Ti}
BT20	2,856	20,1	1850	4,5	-
Бориды.					
YB ₆	2,236	28,4	2873	3,723	2,54
TiB ₂	5,43	69,9	3063	4,53	20,64
ZrB ₂	4,07	64,47	3473	6,09	23,5
HfB ₂	4,93	60,07	3523	11,2	50,6
VB ₂	6,13	42,07	2673	5,06	12,2
NbB	2,59	12,6	2533	7,56	2,08
Nb ₃ B ₄	2,7	27,2	2973	7,27	6,08
NbB ₂	5,51	23,5	3273	7,0	12,16
TaB ₂	5,2	18,08	3310	12,62	16,2
Cr ₂ B	5,7	10,5	2143	6,57	2,29
CrB	5,93	25,9	2373	5,6	6,34
CrB ₂	7,15	34,0	2473	6,11	11,9
Mo ₂ B ₅	5,96	28,1	2473	7,48	10,08
W ₂ B ₅	5,29	30,3	2643	13,1	19,3
Fe ₂ B	5,34	20,0	1683	7,33	2,15
FeB	5,7	20,0	1923	6,7	3,3
Mn ₂ B	3,79	6,6	1853	7,186	0,69
MnB	5,85	7,74	2183	6,32	1,74
MnB ₂	6,57	10,21	2261	5,34	2,37
Ni ₃ B	3,89	41,86	1448	8,19	1,56
Ni ₂ B	3,93	54,84	1513	8,03	2,7
NiB	6,34	21,98	1863	7,19	3,96

Карбиды					
TiC _{0,96}	4,4	32,2	3530	4,92	10,55
ZrC _{0,97}	3,53	26,2	3803	6,66	10,45
HfC	3,58	36,2	4163	12,67	31,83
VC _{0,9}	4,65	22,7	2921	5,48	6,39
V ₂ C	4,5	22,5	2460	5,75	4,63
NbC _{0,91}	4,02	25,3	3886	7,82	13,9
TaC _{0,96}	8,923	33,7	4258	14,4	86,7
TaC _{0,8}	8,92	14,0	4258	14,4	36
Cr ₂₃ C ₆	5,14	10,3	1791	6,98	1,28
Cr ₇ C ₃	5,49	14,3	2055	6,97	2,67
Cr ₃ C ₂	5,77	15,1	2168	6,74	3,52
Mo ₂ C	3,64	14,3	2753	9,18	4,74
W ₂ C	4,49	18,8	3068	17,34	17,62
WC	4,22	139	3058	15,77	110,7
Нитриды.					
TiN _{0,83}	5,13	25,1	3223	5,44	9,16
ZrN	3,86	27,2	3253	7,35	10,2
HfN	3,84	20,6	3273	13,386	14,2
VN _{0,75}	5,32	15,6	2323	5,987	3,5
Nb ₂ N	5,39	10,63	2573	8,231	2,587
NbN _{0,75}	4,36	15,4	2573	8,3	4,86
Ta ₂ N	3,91	12,1	2573	15,78	6,51
TaN	4,27	15,1	3360	14,36	12,96
Cr ₂ N	5,09	21,7	1673	6,51	1,93
CrN	5,05	11,9	1773	6,141	1,24
Алюминиды.					
TiAl	3,56	24,4	1733	3,63	1,05
TiAl ₃	3,265	33,5	1613	3,371	0,84

Zr ₃ Al	2,0	15,1	1623	5,971	0,42
ZrAl ₃	2,35	41,9	1853	4,098	1,57
VAl ₃	4,07	23,5	1633	3,685	0,85
V ₅ Al ₈	3,53	8,54	1943	4,0	0,54
Nb ₃ Al	2,36	12,6	2233	7,272	1,39
NbAl ₃	3,64	29,3	1873	4,538	1,95
Ta ₂ Al	2,49	11,09	2373	12,774	2,6
TaAl ₃	2,6	11,4	1773	6,889	0,685
Mo ₃ Al	2,62	32,1	2423	8,619	5,59
Силициды.					
VSi ₂	3,72	26,3	1953	4,627	2,06
CrSi	4,21	20,7	1748	5,36	1,49
CrSi ₂	4,35	6,3	1748	4,987	0,44
Mo ₃ Si	3,31	39,8	2298	8,968	8,12
Mo ₅ Si ₃	3,34	21,8	2453	8,24	4,75
MoSi ₂	3,42	48,6	2293	6,24	7,1
MnSi	4,6	15,2	1548	5,826	0,75
FeSi	4,49	14,2	1683	6,162	1,08
FeSi ₂	2,9	3,7	1493	4,94	0,08
Сульфиды.					
LaS	1,76	27,8	2473	5,61	2,21
La ₃ S ₄	1,743	2,1	2373	5,44	0,15
TiS	3,42	4,8	2053	4,57	0,4
ZrS ₂	2,063	2,22	1823	3,82	0,065
Cr ₂ S ₃	2,25	2,43	1623	3,922	0,02
Оксиды.					
σAl ₂ O ₃	3,02	5,53	2319	3,98	0,47
Кв. SiO ₂	4,14	2,6	1993	2,32	0,12
Рут. TiO ₂	4,09	3,3	2143	4,24	0,33

ZrO ₂	3,55	2,39	3173	5,6	0,6
HfO ₂	3,83	2,9	3053	9,68	1,28

Таблица 19. Экспериментальная и расчетная относительная износостойкость веществ, применяемых в качестве покрытия на режущем инструменте.

Соединение	Износ, мкм, на пути трения 200 м	Относительная износостойкость	
		Экспериментальная	Расчетная
TiC _x	200	1,83	4,92
TaC _x	145	2,52	86,7
WC	100	3,63	110,7
VC _x	270	1,35	6,39
TiB ₂	125	2,92	20,64
W ₂ B ₅	167	2,2	19,3
Al ₂ O ₃	365	1	0,47

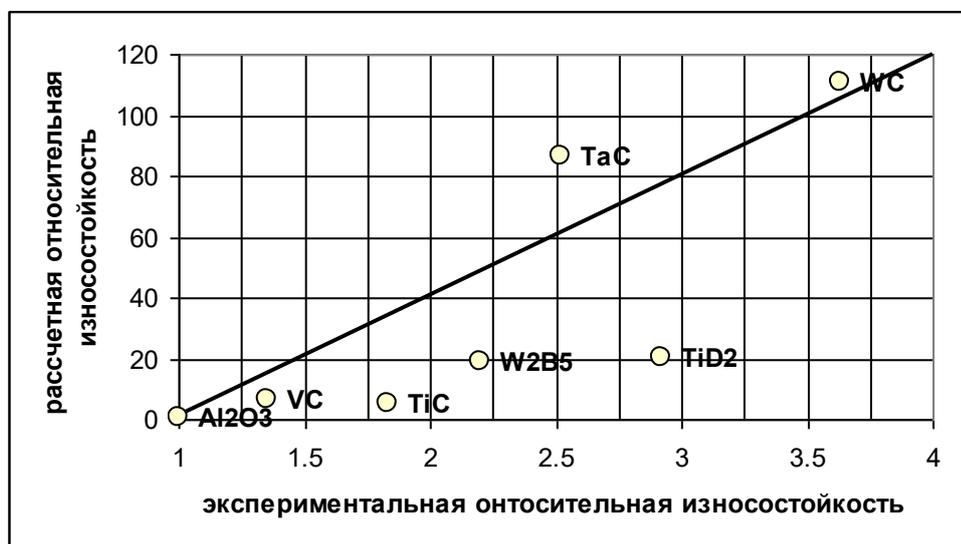


Рис 19. Зависимость между экспериментальной и расчетной относительными износостойкостями веществ, применяемых в качестве покрытия на режущем инструменте.

Проанализировав результаты расчетов, можно сделать следующие выводы.

- 1) Наибольшей износостойкостью при работе в паре с титановыми сплавами имеют карбиды вольфрама WC. Это показывают расчеты (табл.18) и подтверждает эксперимент (табл.19).
- 2) В подавляющем большинстве случаев весьма низкой износостойкостью обладают алюминиды, силициды, сульфиды, и оксиды. Это объясняется как низкой температурой плавления алюминидов и сульфидов, так и малыми значениями теплопроводности оксидов.
- 3) Из всех соединений, применяемых в качестве покрытий на режущем инструменте, наилучшие как расчетные, так и экспериментальные данные, имеют карбиды вольфрама. Это объясняется совокупностью их теплофизических свойств (см. таблицу 18), особенностями их электронно-структурного строения (d^5 -конфигурацией, имеющей меньшую хрупкость и большую упругость) о чем подробно было написано в главе 2.3, и 3.3.3, а так же низкой свободной энергией образования карбидов вольфрама (см. главу 3.3.1).
- 4) Сравнение расчетных и экспериментальных данных по износостойкости тугоплавких материалов свидетельствует о наличие линейной корреляции между ними (см. рис. 19.) . Таким образом, выбранный метод расчета можно считать адекватным.

3.4.Выбор состава покрытия для обработки титановых сплавов резанием исходя из совокупности термодинамического, электронно-структурного критерия и расчетной износостойкости

Проанализировав данные, полученные в главах 3.3.1, 3.3.3, 3.3.4, можно отметить сходимость полученных результатов. Так, если исходить из термодинамического критерия, то в качестве покрытия, предназначенного

для обработки титановых сплавов наиболее целесообразно использовать карбиды вольфрама, так как они обладают наиболее малой свободной энергией и исходя из термодинамического критерия, как следствие наиболее низкой адгезией с обрабатываемым материалом.

Расчет относительной износостойкости также показывает преимущества карбида вольфрама. Его относительная износостойкость равна 110,7, что намного больше, чем у следующего за ним TaC (86.7), причины чего подробно объясняются выше.

Если исходить из электронно-структурного критерия, то при напряжениях $\sigma_N \geq \sigma_y$ карбид вольфрама также обладает хорошей адгезионной стойкостью. Это объясняется тем, что при напряжениях $\sigma_N \geq \sigma_y$, характерных для большинства процессов механической обработки, особенно при высоких режимах резания и прерывистом резании, характерном для обработке по корке, фрезеровании, сверлении и др. упругие решетки с d^5 -связью способны воспринимать большие прогибы и разрушаются в соответствии с описанным выше механизмом (подробно см. главу 3.3.3).

Наиболее высокая по сравнению с другими соединениями износостойкость карбидов вольфрама подтверждается экспериментально (см. главу 3.3.3, таблицу 19).

Таким образом, на основании всего выше сказанного можно рекомендовать карбид вольфрама в качестве износостойкого покрытия для режущего инструмента, предназначенного для механической обработке титановых сплавов, как обладающего наиболее низким адгезионным взаимодействием с ними, и как следствием, наиболее высокой износостойкостью.

3.5. Выводы

1. При обработки титановых сплавов использованы адгезионные критерии оценки взаимодействия режущего инструмента и обрабатываемого материала.

2. Установлена зависимость между фазовым составом и свободными энергиями образования тугоплавких соединений $\Delta G_{\text{обр}}^0$, кДж/моль.

При выборе типа покрытия было использовано несколько критериев.

1) свободные энергии образования соединений ΔG_r^0 (термодинамический критерий);

2) расчет относительной износостойкости покрытия по методике, предложенной в работе [7] Р. Х. Саидахмедовым, М.Г. Карпманом и Г. П. Фетисовым.

3) степень недостроенности электронных оболочек и статистический вес атомов со стабильными электронными конфигурациями (электронно-структурный критерий);

На основе адгезионного критерия, термодинамического, электронно-структурного, и расчета высокотемпературного схватывания выбран ряд составов износостойких покрытий (в порядке увеличения адгезионной активности):

- термодинамического критерия: $\text{WC} \rightarrow \text{VC}_{0,6} \rightarrow \text{VC}_{0,9}\text{N}_{0,1} \rightarrow \text{NbC}_{0,6} \rightarrow \text{TaC}_{0,6} \rightarrow \text{HfC}_{0,6}$;

- электронно-структурного критерия: $\text{TaC} \rightarrow \text{WC} \rightarrow \text{NbC} \rightarrow \text{ZrC} \rightarrow \text{TaN} \rightarrow \text{HfN}$;

- расчета высокотемпературного схватывания: $\text{WC} \rightarrow \text{TaC}_{0,96} \rightarrow \text{HfB}_2 \rightarrow \text{HfC} \rightarrow \text{ZrB}_2 \rightarrow \text{TiB}_2$.

В качестве покрытия на режущем инструменте, предназначенном для механической обработки титановых сплавов рекомендован карбид вольфрама, как соединение, обладающее наиболее низким адгезионным взаимодействием с титановыми сплавами, и как следствие, наименее подверженное износу. Это позволит увеличить производительность их механической обработки (скорости резания v , толщины срезаемого слоя t , подачи s) при одновременном повышении износостойкости режущего инструмента.

Выводы.

В данной работе были рассмотрены вопросы повышения эффективности механической обработки титановых сплавов. На основании исследований, проводимых как на территории СНГ, так и за рубежом, а так же опыта промышленного производства, было установлено, что одним из наиболее перспективных методов ее повышения является нанесения на режущий инструмент износостойких покрытий.

Как показывают результаты, применение в производстве инструментов с износостойким покрытием износостойкость инструмента возрастает в 2 – 5 раз.

Установлено, что наиболее перспективными являются покрытия из соединений тугоплавких металлов IV – VI групп, обладающих целым рядом уникальных свойств, что объясняется особенностями их кристаллохимического строения.

3. При обработки титановых сплавов использованы адгезионные критерии оценки взаимодействия режущего инструмента и обрабатываемого материала.
4. Установлена зависимость между фазовым составом и свободными энергиями образования тугоплавких соединений $\Delta G_{\text{обр}}^0$, кДж/моль.

При выборе типа покрытия было использовано несколько критериев.

- 4) свободные энергии образования соединений ΔG_r^0 (термодинамический критерий);
- 5) расчет относительной износостойкости покрытия по методике, предложенной в работе [7] Р. Х. Саидахмедовым, М.Г. Карпманом и Г. П. Фетисовым.
- б) степень недостроенности электронных оболочек и статистический вес атомов со стабильными электронными конфигурациями (электронно-структурный критерий);

На основе адгезионного критерия, термодинамического, электронно-структурного, и расчета высокотемпературного схватывания выбран ряд составов износостойких покрытий (в порядке увеличения адгезионной активности):

- термодинамического критерия: $WC \rightarrow VC_{0,6} \rightarrow VC_{0,9}N_{0,1} \rightarrow NbC_{0,6} \rightarrow TaC_{0,6} \rightarrow HfC_{0,6}$;
- электронно-структурного критерия: $TaC \rightarrow WC \rightarrow NbC \rightarrow ZrC \rightarrow TaN \rightarrow HfN$;
- расчета высокотемпературного схватывания: $WC \rightarrow TaC_{0,96} \rightarrow HfV_2 \rightarrow HfC \rightarrow ZrV_2 \rightarrow TiV_2$.

Практической значимостью данной диссертационной работы является то, что в качестве покрытия на режущем инструменте представлен ряд износостойких покрытий, как соединений, обладающих наиболее низким адгезионным взаимодействием с титановыми сплавами, и как следствие, наименее подверженных износу. Это позволит увеличить производительность их механической обработки при одновременном повышении износостойкости режущего инструмента.

Список использованной литературы

1. Житомирский Г.И. Конструкция самолетов. Москва, Машиностроение, 1995 г.
2. Справочник Metallista, 2 т. Москва, Машиностроение, 1976г.
3. Александров В.Г. Справочник по авиационным материалам. Москва, Транспорт, 1976 г.
4. Белов А.Ф. Николенко В.В. Строение и свойства авиационных материалов. Москва, Metallургия 1989 г.
5. Кривоухов В.А. Чубаров А.Д. Обработка резанием титановых сплавов. Москва, Машиностроение.

6. Кулешова И.В, Берман З.К. Повышение резанием труднообрабатываемых материалов. Москва, НИИМАШ, 1981 г.
7. Сайдахмедов Р.Х. Карпман М.Г. Фетисов Г.П. Многокомпонентные покрытия, формируемые ионно-плазменным методом. Ташкент, Фан, 1999г.
8. Верещака А.С. Тетьяков И.П. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями. Москва, Машиностроение, 1986 г.
9. Инструкции ВНИАТ.
10. Реферативный журнал «Технология машиностроения» 1998г.
11. Реферативный журнал «Технология машиностроения» 1984г.
12. Iron age, 1980 г.
13. По материалам официального интернет - сайта Томского государственного технического университета.
14. По материалам официального интернет - сайта Московского государственного технического университета «Станкин».
15. По материалам официального интернет - сайта
16. Солонина О.П., Глазунов С.Г. Жаропрочные титановые сплавы.
17. Кабалдин Ю.Г, Кожевников Н.Е, Селезнев В.В. Повышение износостойкости инструмента. Москва, Машиностроитель» 1988г.
18. Аппен. А.А. Температуроустойчивые неорганические покрытия. Москва, Машиностроение, 1983 г.
19. Верещака А.С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. Москва, Машиностроение, 1993 г.
20. Демиденко. А.М. Высокоогнеупорные композиционные покрытия. Москва, Металлургия, 1979г.
21. Зимон А.Д. Адгезия пыли и порошков. Москва, Химия, 1976 г.

22. Кащеев. В.И. Процессы в зоне фрикционного контакта металлов. Москва, Машиностроение, 1978г.
23. Кинлок Э. Адгезия и адгезивы. Москва, Мир, 1991 г.
24. Лоладзе Г.Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента. Москва, Машиностроение, 1982 г
25. Сумм Б. Д, Горюнов Ю.В. Физико-химические особенности смачивания и растекания. Москва, Химия, 1976 г.
26. Турчанин А.Г. Турчанин М.А. Термодинамика тугоплавких карбидов и карбонитридов. Москва, Металлургия. 1991г. 362с.
27. Шустер Л.Ш. Адгезионное взаимодействие режущего инструмента с обрабатываемым материалом. Москва, Машиностроение, 1988 г.
28. Михеев А.А., Сайдахмедов Р.Х. Совершенствование обработки титановых сплавов с применением режущих инструментов с покрытиями /Труды конференции «Мониторинг летательных аппаратов – 2005» часть 3, Ташкент 2005. С.18 – 21.
29. Михеев А.А., Сайдахмедов Р.Х.. Исследование влияния состава покрытия на адгезионное взаимодействие с обрабатываемым материалом /Труды конференции «Мониторинг летательных аппаратов – 2005» часть 3, Ташкент 2005. С.21 – 24.