

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«УЛЬЯНОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»

В. П. ТАБАКОВ, А. С. ВЕРЕЦАКА, С. Н. ГРИГОРЬЕВ

**ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА РЕЗАНИЯ
РЕЖУЩИМ ИНСТРУМЕНТОМ
С ИЗНОСОСТОЙКИМИ ПОКРЫТИЯМИ**

Допущено Учебно-методическим объединением вузов по образованию
в области автоматизированного машиностроения (УМО АМ)
в качестве учебного пособия для студентов высших учебных заведений,
обучающихся по направлению подготовки «Конструкторско-технологическое
обеспечение машиностроительных производств»

Ульяновск
УлГТУ
2012

УДК 621.91 (075.8)

ББК 34.63 я73

Т 12

Рецензенты:

профессор, д-р техн. наук, профессор кафедры «Технология транспортного машиностроения и ремонта подвижного состава» МГТУ (МИИТ) Куликов М. Ю.;

профессор, д-р техн. наук, зав. кафедрой «Технология конструкционных материалов» МГИУ (МАМИ) Кузнецов В. А.

Табаков, В. П.

Т 12 **Функциональные параметры процесса резания режущим инструментом с износостойкими покрытиями : учебное пособие / В. П. Табаков, А. С. Верещака, С. Н. Григорьев. – Ульяновск : УлГТУ, 2012. – 172 с. ISBN 978-5-9795-1000-0**

Представлены общие сведения об инструментальных материалах, применяемых для изготовления режущих инструментов, и методах повышения износостойкости контактных площадок режущего инструмента. Рассмотрены вопросы влияния износостойких покрытий на свойства инструментального материала, контактные характеристики процесса резания, тепловое и напряженное состояние режущего инструмента. Представлены данные о характере разрушения покрытий в процессе резания, особенностях изнашивания режущих инструментов с покрытиями и работоспособности режущего инструмента с покрытиями.

Учебное пособие предназначено для магистрантов, обучающихся по направлению 151900 «Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительных производств» и может быть полезно аспирантам и инженерно-техническим работникам, занимающимся вопросами разработки технологий нанесения износостойких покрытий.

УДК 621.91 (075.8)

ББК 34.63 я73

© Табаков В. П., Верещака А. С., Григорьев С. Н., 2012
ISBN 978-5-9795-1000-0

© Оформление. УлГТУ, 2012

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
Глава 1. СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ РЕЖУЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ	6
1.1. Классификация инструментальных материалов и требования, предъявляемые к ним.....	6
1.2. Инструментальные стали	9
1.3. Твердые сплавы	18
1.4. Керамика	33
1.5. Сверхтвердые материалы	35
Глава 2. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ О МЕТОДАХ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ КОНТАКТНЫХ ПЛОЩАДОК РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА	40
2.1. Методы дополнительного энергетического воздействия	40
2.2. Методы нанесения износостойких покрытий	45
2.3. Механизмы упрочнения инструментальных материалов	55
2.4. Механизмы упрочнения материала износостойкого покрытия	58
Глава 3. ВЛИЯНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ.....	66
3.1. Фрикционные свойства инструментальных материалов с покрытиями	67
3.2. Окисляемость инструментальных материалов с покрытиями	71
3.3. Прочность инструментальных материалов с покрытиями	76
3.4. Механические свойства износостойких покрытий.....	82
Глава 4. ВЛИЯНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА РЕЗАНИЯ	91
4.1. Стружкообразование и контактные процессы	91
4.2. Наростообразование при резании инструментом с покрытием	99
4.3. Тепловое состояние режущего инструмента с покрытием.....	101
4.4. Напряженное состояние режущего инструмента с покрытием	118
Глава 5. РАБОТОСПОСОБНОСТЬ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА С ИЗНОСОСТОЙКИМИ ПОКРЫТИЯМИ	129
5.1. Характер разрушения износостойкого покрытия в процессе резания	129
5.2. Особенности изнашивания режущего инструмента с износостойким покрытием	139
5.3. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями.....	152
5.4. Работоспособность инструмента из экономичных инструментальных материалов с покрытием.....	167
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК.....	170

ВВЕДЕНИЕ

Процесс резания представляет собой совокупность физико-химических явлений, одновременно совершающихся и тесно связанных между собой, в которую входят кинематика процесса резания, пластические деформации и разрушения в зоне стружкообразования, напряженное состояние инструмента и заготовки, трение, тепловые, химические и другие явления, протекающие на контактных площадках режущего инструмента. Интенсивность протекания указанных выше процессов определяет работоспособность режущего инструмента, который является наиболее слабым звеном технологической системы резания. В этой связи повышение работоспособности режущего инструмента является важной задачей металлообработки.

Из всех направлений повышения работоспособности режущего инструмента можно выделить направление, связанное с нанесением на его контактные площадки износостойких покрытий, и являющееся на сегодняшний день наиболее эффективным. Знания механизмов влияния износостойких покрытий на функциональные параметры процесса резания и изнашивание режущего инструмента являются основой для разработки новых по составу, архитектуре и свойствам покрытий, для совершенствования процессов, оборудования и технологий их получения.

Работоспособность режущего инструмента определяется сложным комплексом факторов. В частности, она зависит от химического состава, структуры и кристаллохимического строения инструментального материала, которые определяют его важнейшие эксплуатационные свойства, такие как микротвердость, теплостойкость, прочность, ударная вязкость, стойкость против окисления при повышенных температурах. В свою очередь указанные свойства инструментального материала определяют контактные характеристики процесса резания, тепловое и напряженное состояния режущего инструмента и его работоспособность.

Кристаллохимическое строение износостойких покрытий, их физико-механические и теплофизические свойства могут значительно отличаться от соответствующих свойств инструментального материала. Нанесение покрытий на контактные площадки режущего инструмента изменяет его поверхностные свойства и тем самым влияет на контактные процессы, деформацию, силы резания, его тепловое и напряженное состояние. Задавая физико-механические свойства покрытия путем варьирования его химическим составом или конструкцией, можно изменять контактные характеристики процесса резания и, в конечном итоге, управлять важнейшими выходными параметрами процесса – износом режущего инструмента и качеством поверхностного слоя получаемых деталей.

В учебном пособии представлены общие сведения об инструментальных материалах, применяемых для изготовления режущих инструментов, и методах повышения износостойкости контактных площадок режущего инструмента. Рассмотрены вопросы влияния износостойких покрытий на свойства

инструментального материала, стружкообразование, наростообразование и контактные характеристики процесса резания, тепловое и напряженное состояния режущего инструмента. Представлены данные о характере разрушения покрытий в процессе непрерывного и прерывистого резания, особенностях изнашивания режущих инструментов с покрытиями и работоспособности режущего инструмента с покрытиями.

Глава 1. СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ РЕЖУЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ

1.1. Классификация инструментальных материалов и требования, предъявляемые к ним

Для изготовления режущих инструментов применяется широкая номенклатура инструментальных материалов, которые подразделяются на четыре основные группы (рис. 1.1).



Рис. 1.1. Классификация инструментальных материалов

В процессе обработки металлов резанием рабочие поверхности режущих инструментов подвергаются интенсивному воздействию высоких контактных давлений и температур, а взаимодействие с обрабатываемым материалом и реагентами из окружающей среды приводит к протеканию интенсивных физико-химических процессов: адгезии, диффузии, окисления. Для сопротивления этим процессам и действующим на режущий инструмент нагрузкам в процессе резания, инструментальные материалы должны соответствовать следующим требованиям [10, 24].

Для того чтобы режущий инструмент без контактной пластической деформации мог срезать необходимые объемы обрабатываемого материала, *твердость инструментального материала* должна значительно (более чем в 2,5 раза) превосходить твердость обрабатываемого. Поэтому одним из главных требований, предъявляемых к инструментальным материалам, является их высокая твердость. Однако чрезмерное увеличение твердости, как правило, приводит к увеличению хрупкости инструментальных материалов. Поэтому в зависимости от условий обработки существует оптимальное соотношение между твердостью инструментального и обрабатываемого материалов,

обеспечивающее приемлемое соотношение твердости и других механических характеристик инструментальных материалов.

Способность режущего инструментов сопротивляться разнообразным напряжениям (изгибу, кручению, растяжению), а также динамическим нагрузкам без хрупкого разрушения и пластического деформирования определяется их прочностью и ударной вязкостью. Поэтому инструментальные материалы должны обладать достаточной *механической прочностью при изгибе, растяжении и кручении, а также ударной вязкостью.*

В процессе резания контактные площадки инструмента подвергаются высокому температурному воздействию (до 800 – 1000 °С), что может привести к температурному разупрочнению и потере твердости инструментального материала. Способность инструментального материала сохранять свою твердость при повышенных температурах, возникающих в процессе резания, называется *теплостойкостью*. Именно от теплостойкости инструментальных материалов в первую очередь зависит максимально допустимая скорость резания, с которой могут работать режущие инструменты. С учетом необходимости использования инструментальных материалов в условиях периодического изменения температуры (например, прерывистое резание), инструментальные материалы должны быть малочувствительны к циклическим изменениям температуры. Поэтому очень важным требованием является высокая *теплостойкость инструментального материала.*

Чтобы режущие инструменты могли сопротивляться удалению частиц с их контактных площадок при взаимодействии с обрабатываемым материалом, инструментальные материалы должны обладать *высокой износостойкостью*. Этот показатель является комплексным свойством и зависит от всех вышеперечисленных свойств – твердости, прочности и теплостойкости.

Важным условием нормальной работы режущего инструмента является снижение вероятности появления локальных термических напряжений на контактных площадках инструмента. Такая вероятность снижается по мере роста теплопроводности инструментального материала. Поэтому последний должен обладать *достаточной теплопроводностью*.

Наряду с требованиями к физико-механическим и теплофизическим свойствам инструментального материала, необходимым условием достижения достаточно высоких режущих свойств инструмента является *низкая физико-химическая активность инструментального материала по отношению к обрабатываемому*. Поэтому кристаллохимические свойства инструментального материала (геометрические и структурные особенности кристаллического строения, теплофизические свойства, структурные и термодинамические особенности фазового состава и т. д.) должны существенно отличаться от соответствующих свойств инструментального материала. Степень такого отличия сильно влияет на интенсивность физико-химических процессов (адгезионно-усталостные, коррозионно-окислительные и диффузионные процессы) и изнашивание контактных площадок инструмента.

Важным свойством инструментального материала является его *технологичность*. Под технологичностью понимается комплекс свойств, характеризующих поведение инструментальных материалов при изготовлении режущего инструмента. Технологичность определяет возможность использования марки инструментального материала в конструкции конкретного режущего инструмента. Например, материалы, обладающие плохой шлифуемостью, неудобны при изготовлении и переточке сложнопрофильных инструментов, а слишком узкий интервал закалочных температур материала при термообработке может привести к браку и т. д.

Наряду с рассмотренными выше физико-механическими, кристаллохимическими и технологическими свойствами, немаловажной характеристикой инструментальных материалов является их экономичность, которая в основном зависит от химического состава инструментальных материалов. Введение большого количества дорогостоящих легирующих элементов (вольфрама, кобальта и т. д.) существенно увеличивает стоимость инструментальных материалов.

Таким образом, физико-механические, теплофизические и кристаллохимические свойства инструментального материала сильно влияют на работоспособность режущего инструмента, а оптимальный выбор сочетания этих свойств позволяет в известных пределах управлять процессами изнашивания инструмента, трансформировать один механизм изнашивания в другой, снижать интенсивность изнашивания контактных площадок инструмента. Например, при постоянных значениях геометрических параметров инструмента и режимов обработки, рост таких свойств инструментального материала, как твердость, теплостойкость, прочность, пассивность по отношению к обрабатываемому материалу и активным реагентам из окружающей среды, приводит к росту износостойкости контактных площадок инструмента, и соответствующему увеличению его работоспособности. Однако большинство физико-механических и теплофизических свойств инструментального материала неоднозначны, так как улучшение одного из них, как правило, ведет к ухудшению других. Указанное наглядно демонстрируется на рис. 1.2, на котором представлена классификация современных инструментальных материалов по их основным свойствам.

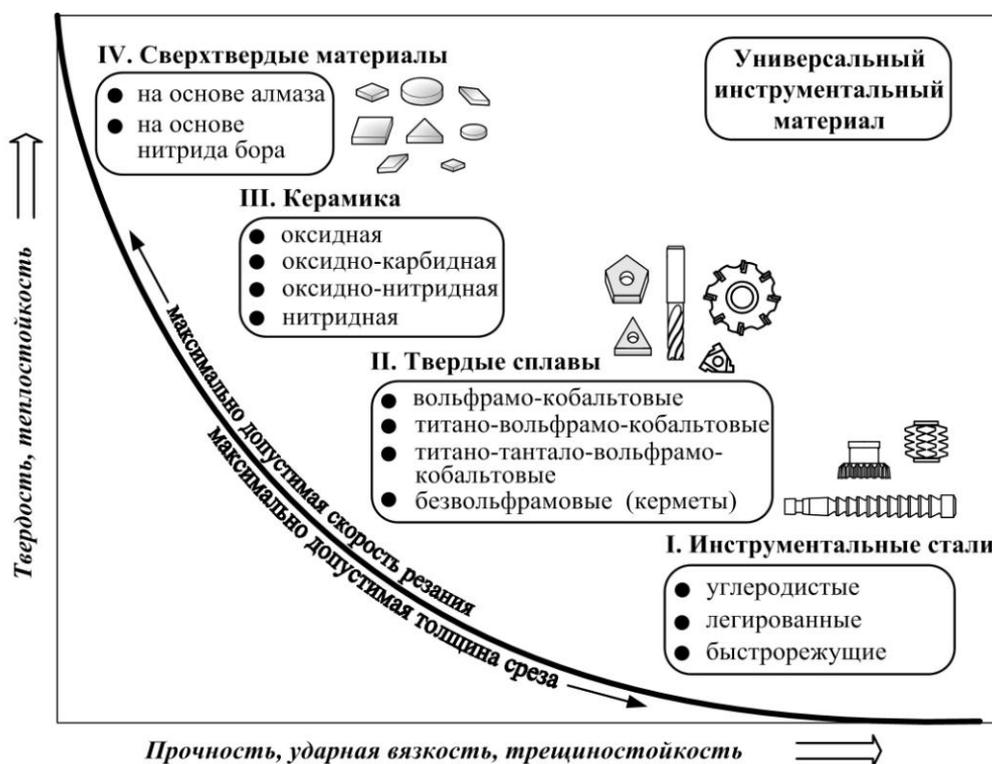


Рис. 1.2. Классификация инструментальных материалов по их свойствам

1.2. Инструментальные стали

По химическому составу, степени легированности инструментальные стали разделяют на углеродистые, легированные и быстрорежущие [1, 12]. Режущие свойства этих сталей при нормальной температуре достаточно близки, а различаются они теплостойкостью и прокаливаемостью при закалке.

1.2.1. Углеродистые стали

Инструментальные углеродистые стали применяют достаточно широко для изготовления ручных инструментов, а также корпусных и крепежных частей режущих инструментов. В случае, когда режущие кромки инструментов в процессе обработки не нагреваются свыше 200 ... 220 °С, углеродистые стали могут применяться в качестве инструментального материала. В табл. 1.1 представлены основные физико-механические свойства и области применения некоторых марок углеродистых сталей.

Марки углеродистых сталей обозначают буквой У, за которой следует цифра, характеризующая массовое содержание углерода в стали в десятых долях процента. Так, например, в стали марки У10 массовое содержание углерода составляет один процент. Буква А в обозначении соответствует высококачественным сталям с пониженным массовым содержанием примесей, например, У8А.

Основные физико-механические свойства и области применения наиболее распространенных углеродистых сталей

Марка стали	Физико-механические свойства						Содержание карбидной фазы, %	Теплостойкость, °С	Области применения
	ρ , г/см ³	НВ, МПа	после отжига		после закалки и отпуска				
			НВ, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{и}$, МПа	HRC ₃			
У7, У7А	7,83	2850	1870	630	2000...2100	62...64	10,0...12,0	200...220	Зубила, долота, бородки, молотки, лезвия ножниц, колуны, стамески, плоскогубцы, кувалды
У8, У8А	7,83	3020	1870	750	1950	62...64	11,0...13,0	200...220	Ножницы, пилы, топоры, ролики накатные, пробойники, матрицы, плоскогубцы, ручные деревообрабатывающие инструменты
У10, У10А	7,81	3210	1970	650	2380	63...65	14,0...16,0	200...250	Мелкоразмерные режущие инструменты, зубила, матрицы для холодной штамповки
У11, У11А	7,81	3410	2070	650	2900	63...65	15,5...17,0	200...250	То же, что и для стали У10
У12, У12А	7,81	3410	2070	645	1720	63...66	17,0...18,5	200...250	Метчики ручные и машинные, мелкоразмерные плашки, развертки мелкоразмерные, надфили, измерительные инструменты простой формы
У13, У13А	7,81	3410	2170	–	2300	63...66	18,5...20,0	200...250	Напильники, шаберы, резцы, гравировальные инструменты, мелкоразмерные режущие инструменты

1.2.2. Легированные стали

Для повышения свойств инструментальных углеродистых сталей в их состав вводят легирующие элементы, которые обозначают соответствующими буквами в марках сталей. Так, никель (Н) после соответствующей термообработки стали несколько увеличивает ее вязкость и прокаливаемость. Марганец (Г) увеличивает прокаливаемость и прочность стали, ускоряет процесс цементации и повышает ее износостойкость. Введение хрома (Х) повышает прочность стали в результате растворения хрома в железной основе с образованием карбидов. Вольфрам (В) повышает твердость и теплостойкость стали за счет образования сложных карбидов и уменьшает ее склонность к росту зерна при нагреве. Ванадий (Ф) увеличивает твердость, резко уменьшает склонность стали к росту зерна при нагреве, но ухудшает ее шлифуемость. Молибден (М) повышает прокаливаемость стали, несколько повышает прочность и вязкость. Кремний (С) улучшает прокаливаемость стали, снижает ее чувствительность к перегреву и обеспечивает более равномерное распределение карбидов.

В табл. 1.2 представлены основные физико-механические свойства и области применения наиболее распространенных марок легированных сталей. В марках данных сталей первая цифра характеризует массовое содержание углерода в десятых долях процента (если цифра отсутствует, то содержание углерода доходит до одного процента), а буквы в обозначении указывают на содержание соответствующих легирующих элементов.

Введение легирующих элементов в состав углеродистой стали позволяет связать некоторое количество углерода в карбиды и тем самым повысить ее теплостойкость (на 50 ... 150 °С), и, кроме того, увеличивает прокаливаемость стали. Это позволяет использовать легированные стали для изготовления режущих инструментов сложной формы с размерами сечения выше 20 мм (протяжки, метчики).

Основные физико-механические свойства и области применения наиболее распространенных легированных сталей

Марка стали	Физико-механические свойства						Содержание карбидной фазы, %	Теплостойкость, °С	Области применения
	ρ , г/см ³	НВ, МПа	после отжига		после закалки и отпуска				
			НВ, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{и}$, МПа	HRC ₃			
11X, 11XФ	7,82	3410	2170	–	2700	63...66	15,5...17,0	200...250	Метчики и другие режущие инструменты диаметром до 30 мм, закаливаемые с охлаждением в горячих средах
X, ШХ15	7,83	3880	2290	730	2300	63...66	14,5...16,5	240...250	Зубила, измерительные калибры, пробки, кольца, токарные, долбежные и строгальные резцы
9ХС	7,83	4150	2410	700	2200	63...66	12,5...14,0	240...250	Режущие инструменты, клейма
ХВСГ	7,83	3880	2550	–	3200	62...64	14,0...15,5	200...220	Плашки, развертки, холодновысадочные матрицы и пуансоны, ручные деревообрабатывающие инструменты, ножи для резки бумаги
ХВГ	7,83	5140	2550	–	3400	63...66	14,0...16,0	200...220	Резьбовые калибры, протяжки, длинные метчики и развертки, холодновысадочные матрицы и пуансоны, технологическая оснастка
Х6ВФ	–	5780	2290	725	3150	59...61	12,0...14,0	400...500	Ролики и плашки, ручные ножовочные полотна, деревообрабатывающие инструменты
X12Ф1	–	5780	2550	–	3040	63...65	15,0...17,0	490...510	Штампы для холодного деформирования, накатные плашки, матрицы и пуансоны вырубных и просечных штампов
X12М	–	5780	2550	–	–	63...65	–	490...510	

1.2.3. Быстрорежущие стали

В настоящее время быстрорежущие стали являются основным материалом для изготовления режущих инструментов, несмотря на то, что инструменты из твердых сплавов, минералокерамики и сверхтвердых материалов обеспечивают более высокую производительность обработки.

Широкое использование быстрорежущих сталей для изготовления сложнопрофильных высокопроизводительных инструментов определяется сочетанием высоких значений твердости (до 70 HRC) и теплостойкости (до 650 °С) при высоком уровне механической прочности и ударной вязкости, существенно превышающих соответствующие значения для твердых сплавов.

Благодаря наличию в быстрорежущих сталях большого количества легирующих элементов (табл. 1.3), образующих с углеродом теплостойкие карбиды, образование карбидов железа практически не происходит, и разупрочнение быстрорежущих сталей начинается при более высоких температурах по сравнению с углеродистыми и легированными сталями (табл. 1.4).

Таблица 1.3

Марки быстрорежущих сталей, применяемых для изготовления режущих инструментов

Группа стали	Марка стали (ГОСТ 19265-73)	Средний химический состав, %							
		C	W	Mo	Cr	V	Co	N	Nb
Нормальной тепло- стойкости	P9	0,9	9	<1	4	2,5	<0,5	–	–
	P18	0,75	18	<1	4	1,2	<0,5	–	–
	P6M5	0,85	6	5,2	4	1,9	<0,5	–	–
	11P3AM3Φ2	1,5	3	3	4	2,5	<0,5	0,08	0,1
Повышенной тепло- стойкости	P6M5Φ3	0,5	6	5,2	4	2,5	<0,5	–	–
	P12Φ3	1	12,5	<1	4	3	<0,5	–	–
	P18K5Φ2	0,9	18	<1	4	2,1	5	–	–
	P9K5	0,95	9,5	<1	4	2,5	5,5	–	–
Высокой тепло- стойкости	P6M5K5	0,85	6,5	5	4	2	5	–	–
	P9M4K8	1,05	9	4	3,2	2,3	8	–	–
	P2AM9K5	1,05	2	9	4	2	5	0,08	0,2
	B4M12K23 (по ТУ)	0,1	4	12,5	<0,5	0,6	23,5	–	–

Примечания: 1. В марках сталей буквы и цифры означают: P – быстрорежущая (от англ. слова «Rapid» – быстрый), а цифра, следующая за буквой, – среднюю массовую долю W – вольфрама; M – молибден, Φ – ванадий, K – кобальт, A – азот; цифры следующие за буквами, означают соответственно массовую долю молибдена, ванадия и кобальта.

2. В обозначениях марок сталей не указывают массовую долю: хрома – при любой массовой доле; молибдена – до 1% включительно; ванадия – в сталях марок P18, P9, P6M5, P9K5, P6M5K5, P9M4K8 и P2AM9K5; азота – в сталях марок 11P3AM3Φ2 и P2AM9K5.

3. При легировании сталей марок P6M5 и P6M5Φ3 азотом (массовая доля азота 0,05 ... 0,10%) в наименование марок добавляется буква A – P6AM5 и P6AM5Φ3.

Таблица 1.4

Физико-механические свойства наиболее распространенных быстрорежущих сталей

Марка стали	Температура, °С		Предел прочности $\sigma_{изг}$, МПа	Ударная вязкость $KC \cdot 10^5$, Дж/м ²	Твердость HRC_3	Теплостойкость, °С
	закалки	отпуска				
P18	1270	560	2900...3100	3,0	63	620
P9	1220	550	3200	2,0	63	620
P6M5, P6AM5,	1220	550	3300...3400	4,8	64	620
11P3AM3Ф2	1200	550	2900...3100	4,5	63	620
P6M5Ф3	1220	550	2700...2800	4,0	64	630
P12Ф3	1250	560	3000	2,7	64	630
P9K5	1230	570	2500	1,7	64	630
P6M5K5	1230	550	2500...2800	2,75	65	630
P9M4K8	1230	550	2300...2400	2,6	65	640

Высокие показатели твердости, прочности и теплостойкости быстрорежущими сталями приобретаются в результате двойного упрочнения – мартенситного при закалке и дисперсионного твердения при высоком отпуске (500 ... 620 °С), вызывающего выделение упрочняющих фаз. По уровню теплостойкости быстрорежущие стали условно классифицируют на стали нормальной теплостойкости, стали повышенной теплостойкости и стали высокой теплостойкости (табл. 1.3).

Основной маркой группы быстрорежущих сталей нормальной теплостойкости является сталь P6M5, которая пригодна для изготовления практически любых инструментов, предназначенных для резания сталей и сплавов нормальной обрабатываемости – углеродистых и низколегированных конструкционных сталей [21]. Повышение теплостойкости и износостойкости сталей этой группы достигается их дополнительным легированием ванадием и кобальтом с соответствующим изменением содержания углерода. Наличие в сталях повышенной теплостойкости ванадиевых карбидов повышает их твердость и обеспечивает повышенную износостойкость в процессе обработки металлов. Однако вместе с высокой износостойкостью стали, легированные ванадием, обладают плохой шлифуемостью из-за того, что твердость карбидов ванадия соизмерима с твердостью зерен шлифовального круга. Областью применения ванадиевых сталей являются, главным образом, чистовые и получистовые операции или обработка материалов, обладающих достаточно высокой твердостью. Наиболее распространенной маркой ванадиевых быстрорежущих сталей является сталь P6M5Ф3.

Введение кобальта в состав быстрорежущих сталей существенно повышает их твердость и теплостойкость. Кобальт не является карбидообразующим элементом, поэтому его введение приводит к увеличению температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений, повышается химическая активность углерода, вольфрама и молибдена в феррите, что является причиной образования большого количества дисперсных частиц, выполняющих роль фазовых упрочнителей при отпуске. Кроме того, введение кобальта существенно повышает теплопроводность стали.

Наряду с достоинствами, связанными с высокой износостойкостью, теплостойкостью и теплопроводностью, кобальтовые стали имеют ряд недостатков. К ним относится сравнительно низкая пластичность, высокая склонность к обезуглероживанию при нагреве под горячую деформацию и закалку. Отмеченные недостатки, а также сравнительно высокая стоимость кобальтовых сталей определяют достаточно узкую область их рационального применения – для изготовления инструментов, используемых при обработке коррозионно-стойких, жаропрочных сталей и сплавов. Самой распространенной маркой кобальтовых быстрорежущих сталей является сталь Р6М5К5.

Наиболее высокую теплостойкость (до 700 ... 720 °С) имеют высоколегированные стали с интерметаллидным упрочнением (марки В4М12К23 и В11М7К23). После окончательной термообработки структура этих сплавов состоит из безуглеродистого (или малоуглеродистого) мартенсита с невысокой твердостью (30 ... 40 HRC_{\checkmark}) и мелкодисперсных интерметаллидов.

Высокие твердость (68 ... 70 HRC_{\checkmark}) и теплостойкость (720 °С) обеспечиваются: более высокими температурами (900 ... 950 °С) начала фазовых превращений, что на 100 °С выше, чем у стандартной стали с карбидным упрочнением типа Р6М5; большим количеством упрочняющих фаз, отличающихся высокой дисперсностью (2 ... 3 мкм) и равномерностью распределения в основной матрице. Несмотря на описанные преимущества, стали этой группы имеют очень узкую область применения – в основном при обработке титановых сплавов. Это связано с тем, что стали с интерметаллидным упрочнением характеризуются очень высокой стоимостью, низкой обрабатываемостью резанием даже в отожженном состоянии, а их прочностные характеристики соизмеримы с кобальтовыми сталями.

Правильный выбор марки стали для конкретного инструмента в зависимости от условий его работы и обрабатываемого материала дает возможность максимально использовать ресурсы свойств выбранной стали и, как следствие, рационально расходовать легирующие материалы. В табл. 1.5 представлены рекомендуемые области применения наиболее распространенных марок быстрорежущих сталей в зависимости от типов обрабатываемых материалов и видов обработки [34]. Сопоставление по химическому составу отечественных марок быстрорежущих сталей с некоторыми зарубежными марками позволяет выбрать сплавы-аналоги, которые приведены в табл. 1.6 [22].

Рекомендуемые области применения основных марок быстрорежущих сталей

Обрабатываемый материал	Виды инструментов								
	Резцы	Сверла	Развертки, зенкеры	Метчики, плашки	Протяжки, прошивки	Фрезы		Зубо-резные инструменты	Ножовочные полотна, пилы
						концевые, дисковые	насадные, торцевые		
Углеродистые и низколегированные стали	P6M5Ф3 P6M5K5* P9K5	P6M5 11P3AM3Ф2 P6M5Ф3 P12Ф3	P6M5 P6M5Ф3 P6M5K5*	P6M5 11P3AM3Ф2 P6M5Ф3	P6M5Ф3 P6M5	P6M5 P6M5Ф3* P6M5K5	P6M5 P6M5Ф3 P6M5K5*	P6M5 P6M5Ф3 P6M5K5* P9M4K8*	11P3AM3Ф2 P6M5 P9
Высоколегированные конструкционные, нержавеющие и легированные улучшенные стали	P9K5 P12Ф4K5 P6M5K5	P6M5Ф3 P12Ф3 P6M5K5 P18	P6M5Ф3 P6M5K5 P9M4K8 P18	P6M5 P6M5Ф3 P6M5K5 P18	P6M5Ф3 P6M5K5 P9K5	P6M5K5 P9M4K8 P9K5	P6M5K5 P9K5	P6M5K5 P9M4K8	11P3AM3Ф2 P6M5 P9
Жаропрочные стали и сплавы, высокопрочные стали	P18K5Ф2 P12Ф4K5** P6M5K5 B4M12K23	P6M5K5 P9M4K8 P18K5Ф2	P12Ф4K5 P6M5K5 P9K5	P6M5Ф3 P6M5K5 P18	P6M5Ф3 P6M5K5	P18K5Ф2 P9M4K8 P6M5K5 B11M7K23	P18K5Ф2 P12Ф4K5** P6M5K5 B4M12K23	P9M4K8	P6M5K5 P6M5
<p><i>Примечание:</i> выделены наиболее предпочтительные марки сталей. * При работе на повышенных скоростях резания. ** Для инструментов простой формы.</p>									

Таблица 1.6

Марки и химический состав быстрорежущих сталей, применяемых за рубежом,
и их отечественные аналоги

Нормативный документ	Марки стали	Средний химический состав, %						Аналог по ГОСТ 19265-73
		C	W	Mo	Cr	V	Co	
ATM; AISI (США)	M2	0,9	6,4	5	4	1,9	–	P6M5
	T1	0,75	18	–	4	1,0	–	P18
	M3	1,0	6,4	5	4	2,5	–	P6M5Ф3
DIN 17350-80 (Германия)	S6-5-2	0,9	6,4	5	4	1,9	–	P6M5
	S6-5-3	1,0	6,4	5	4	2,5	–	P6M5Ф3
	S6-5-2-5	0,9	6,4	5	4	1,9	4,8	P6M5K5
NFA 35-590-78 (Франция)	6-5-2	0,85	6	5	4	2,0	–	P6M5
	18-0-1	0,8	18	–	4	1,0	–	P18
	6-5-2-5	0,85	6	5	4	2,0	5	P6M5K5
JIS 4403-83 (Япония)	КН-9	0,75	6	5	4	2,0	–	P6M5
	КН-52	1,0	6	5	4	2,5	–	P6M5Ф3
	КН-2	0,8	18	–	4	1,0	–	P18
	КН-55	0,85	6	5	4	2,0	5	P6M5K5

В связи с возрастающим дефицитом вольфрама, молибдена и кобальта – основных легирующих элементов, используемых при производстве быстрорежущих сталей, в настоящее время все большее применение находят экономнолегированные стали. Среди сталей этого типа наибольшее применение получила сталь 11P3M3Ф2, которая используется при производстве различных видов режущих инструментов не только в отечественной промышленности, но и за рубежом.

Еще одним направлением совершенствования инструментов из быстрорежущих сталей является использование порошковых сталей. В отличие от быстрорежущих сталей традиционного производства, это позволяет: получить мелкозернистую структуру с равномерным распределением карбидов при отсутствии шлаковых включений; повысить технологическую пластичность; существенно уменьшить влияние масштабного фактора на прочность, вязкость, и, тем самым, обеспечить высокий уровень механических свойств в заготовках крупных сечений; значительно улучшить шлифуемость (в том числе сталей, содержащих 3 ... 6% ванадия и более) и увеличить надежность работы инструментов вследствие уменьшения вероятности образования дефектов типа прижогов и микротрещин при заточке; повысить стойкость инструментов в 1,5 – 3 раза. Порошковая быстрорежущая сталь в силу указанных отличий обладает более высокой теплостойкостью, износостойкостью и технологичностью, но является чрезвычайно дорогой. Обозначаются порошковые быстрорежущие стали буквами МП, например, P6M5Ф3-МП. В табл. 1.7 приведены технологические свойства и области применения некоторых порошковых быстрорежущих сталей.

Характеристики порошковых быстрорежущих сталей

Марка стали	Характерные физико-механические свойства	Шлифуемость	Область применения
Р6М5Ф4-МП	Высокая прочность на изгиб. В 1,5 – 2,5 раза более высокая стойкость по сравнению с аналогичной маркой, произведенной традиционным способом	Удовлетворительная, но лучше, чем у стали Р6М5	Фрезы и сверла для черновой и получистовой обработки жаростойких высокопрочных сплавов типа ХН77ТЮР
Р9М4К8-МП Р12МФ5К6-МП (Т15-РМ)		Хорошая	Фрезы, сверла, зенкеры и др. для обработки жаростойких сплавов пониженной обрабатываемости
Р12М3К5Ф2-МП Р2М10ФК8-МП		Хорошая	Для протягивания жаропрочных сталей
Р6М5К5-МП		Удовлетворительная	Для обработки низко- и среднелегированных сталей (фасонное точение, сверление, развертывание, зенкерование, фрезерование)

1.3. Твердые сплавы

Под твердыми сплавами понимают сплавы на основе высокотвердых и тугоплавких карбидов вольфрама, титана, тантала, соединенных металлической связкой, как правило, кобальтом. В настоящее время они являются основным инструментальным материалом, обеспечивающим высокопроизводительную обработку материалов. Среди общего количества инструментальных материалов, применяемых в механообрабатывающем производстве, доля твердого сплава составляет 30 ... 35%. При этом твердосплавными инструментами снимают до 65% стружки, так как допустимая скорость резания, применяемая при обработке этими инструментами, в 2 ... 5 раза выше, чем у быстрорежущих инструментов.

Твердые сплавы изготавливают методом порошковой металлургии. Порошки карбидов смешивают с порошком кобальта, прессуют в изделия необходимой формы и подвергают спеканию при 1400 ... 1550 °С в защитной атмосфере (водород) или в вакууме. При спекании кобальт плавится и растворяет часть карбидов, что позволяет получать плотный материал (пористость, как правило, не превышает 5%), состоящий на 80 ... 97% из карбидных частиц, соединенных кобальтовой связкой. Увеличение

содержания связки вызывает снижение твердости сплава, но повышает его прочностные характеристики [20].

Твердые сплавы производят в виде пластин, которыми оснащаются режущие инструменты (резцы, сверла, фрезы и др.). Выпускаются и цельные твердосплавные инструменты – концевые фрезы, сверла и др. Инструменты, изготовленные из твердых сплавов, обладают высокой твердостью 80 ... 92 HRA (74 ... 77 HRC), износостойкостью и высокой теплостойкостью (до 800 ... 1000 °С) и по многим эксплуатационным свойствам превосходят инструменты из инструментальных сталей (рис. 1.3). Их главными недостатками являются сравнительно низкие прочностные характеристики и сложность изготовления сложнопрофильных инструментов.

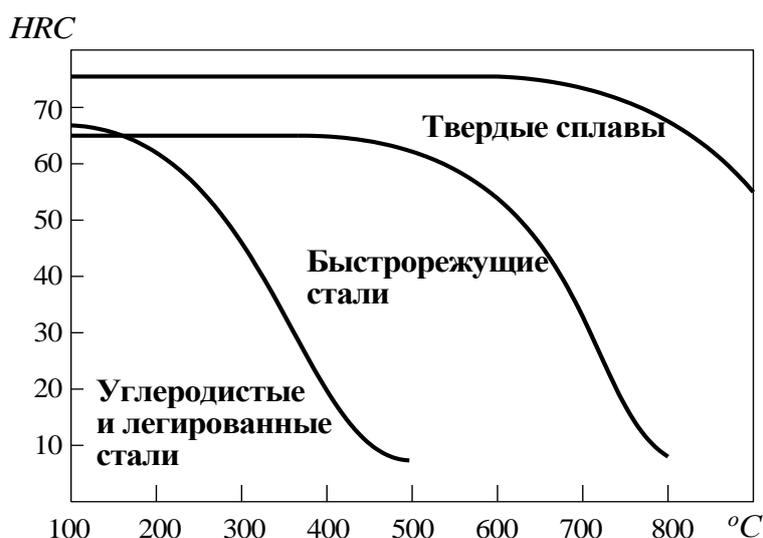


Рис. 1.3. Зависимость твердости различных инструментальных материалов от температуры нагрева

1.3.1. Однокарбидные, двухкарбидные и трехкарбидные сплавы

Российский стандарт ГОСТ 3882-74 регламентирует три группы твердых сплавов: вольфрамовые (однокарбидные), титановольфрамовые (двухкарбидные) и титанотанталовольфрамовые (трехкарбидные). Их марки, состав и физико-механические свойства приведены в табл. 1.8 [5].

Сплавы вольфрамовой группы (WC-Co) имеют наибольшую прочность, но более низкую твердость, чем сплавы других групп. Они сохраняют теплостойкость до 800 °С. Массовая доля карбидообразующих элементов в этих сплавах определяется разностью между 100% и массовой долей связки (цифра после буквы К), например, сплав ВК4 содержит 4% кобальта и 96% WC.

Сплавы титановольфрамовой группы (WC-TiC-Co) имеют более высокую теплостойкость (до 900 ... 1000 °С) и твердость. Это связано с тем, что карбид вольфрама частично растворяется в карбиде титана при температуре спекания с образованием твердого раствора (Ti, W)C, имеющего более высокую твердость, чем WC. Структура карбидной фазы зависит от соотношения WC и TiC

в шихте. В двухкарбидных (WC+TiC) сплавах цифра после буквы карбидообразующего элемента определяет массовую долю карбидов этого элемента, следующая цифра – массовая доля связки, остальное – массовая доля карбида вольфрама (например, сплав Т5К10 содержит 5% TiC, 10% Co и 85% WC).

Таблица 1.8

Марки, химический состав и характеристики спеченных твердых сплавов

Группа	Марка (ГОСТ 3882-74)	Химический состав, %				Предел прочности при изгибе, МПа	Плот- ность, г/см ³	Твердость HRA
		WC	TiC	TaC	Co			
Вольфрамокобальтовые	ВК3	97	–	–	3	1176	15,0...15,3	89,5
	ВК3-М	97	–	–	3	1176	15,0...15,3	91,0
	ВК4-В	96	–	–	4	1470	14,9...15,2	88,0
	ВК6	94	–	–	6	1519	14,6...15,0	88,5
	ВК6-М	94	–	–	6	1421	14,8...15,1	90,0
	ВК6-ОМ	92	–	2	6	1274	14,7...15,0	90,5
	ВК8	92	–	–	8	1666	14,4...14,8	88,0
	ВК10	90	–	–	10	1764	14,2...14,6	87,0
	ВК10- ХОМ	88	–	2	10	1470	14,3...14,7	89,0
	ВК15	85	–	–	15	1862	13,9...14,4	86,0
ВК20	80	–	–	20	2058	13,4...13,7	84,0	
Титановоль- фрамоко- бальтовые	Т30К4	66	30	–	4	980	9,5...9,8	92,0
	Т15К6	79	15	–	6	1176	11,1...11,6	90,0
	Т14К8	78	14	–	8	1274	11,2...11,6	89,5
	Т5К10	85	5	–	10	1421	12,4...13,1	88,5
	Т8К7	85	8	–	7	1519	12,8...13,1	90,5
Титаноганта- ловольфрамо- кобальтовые	ТТ7К12	81	4	3	12	1666	13,0...13,3	87,0
	ТТ8К6	84	8	2	6	1323	12,8...13,3	90,5
	ТТ10К8- Б	82	3	7	8	1617	13,5...13,8	89,0
	ТТ20К9	71	8	12	9	1470	12,0...12,5	91

Третью группу образуют *сплавы системы (WC-TiC-TaC-Co)*. В этих сплавах структура карбидной основы представляет собой твердый раствор (Ti,Ta,W)C и избыток WC. Сплавы этой группы отличаются высокими прочностными характеристиками и, как следствие, лучшей, чем сплавы других групп, сопротивляемостью вибрациям и выкрашиванию. В трехкарбидных сплавах цифра после букв ТТ означает массовую долю карбидов титана и тантала. Цифра за буквой К – массовая доля связки, остальное – массовая доля карбида вольфрама (например, сплав ТТ7К12 содержит 12% кобальта, 7% карбидов титана и тантала и 81% карбида вольфрама).

Из табл. 1.8 видно, что даже при одинаковом содержании кобальта, физико-механические свойства твердых сплавов могут существенно

отличаться. Это отличие связано с зернистостью карбидной фазы, но в большей степени со средним размером зерен карбида вольфрама. С уменьшением размера зерна карбидовольфрамовой фазы твердость, износостойкость и, как следствие, сопротивление абразивному износу возрастают. Эта закономерность широко используется для создания сплавов различного назначения с требуемым комплексом свойств. В современных твердых сплавах размер зерен карбидной фазы может изменяться от долей микрометра до 15 мкм.

Если твердый сплав имеет мелкое зерно, то в его обозначение добавляют букву М: ВК3-М, ВК6-М, ВК10-М. В случае особомелкозернистой структуры (порядка 0,2 ... 0,5 мкм) в обозначение добавляют буквы ОМ. Особомелкозернистые твердые сплавы, легированные хромом, обозначаются буквами ХОМ. Структура сплавов «ОМ» и «ХОМ» позволяет при заточке и доводке инструментов достигать меньших радиусов округления режущих кромок и заметно повысить качество и точность обрабатываемых деталей.

В зависимости от обрабатываемого материала и вида образующейся стружки, в соответствии со стандартом ISO 513:2004-07, твердые сплавы подразделяют на 6 групп резания – *P*, *M*, *K*, *N*, *S* и *H*, каждая из которых обозначается определенным цветом (табл. 1.9). В свою очередь группы резания подразделяют на группы применения, которые обозначают буквой (группа резания) и числовым индексом (группа применения). Чем больше индекс группы применения, тем ниже твердость и износостойкость твердого сплава и допустимая скорость резания, но выше прочность (ударная вязкость), допустимая подача и глубина резания.

Таблица 1.9

Области применения твердых сплавов

Группа резания	Основная область применения
P (синий)	Обработка материалов, дающих сливную стружку (в основном стали)
M (желтый)	Обработка материалов, дающих как сливную стружку, так и стружку скалывания (коррозионно-стойкие стали и сплавы)
K (красный)	Обработка чугунов, дающих стружку скалывания
N (зеленый)	Обработка алюминиевых и медных сплавов
S (коричневый)	Обработка труднообрабатываемых материалов (жаропрочные стали и сплавы, титан и его сплавы)
H (серый)	Обработка закаленных и литейных чугунов

Малый индекс группы применения соответствует чистовым операциям, когда от твердых сплавов требуется высокая износостойкость и малая прочность, а большой индекс соответствует черновым операциям, т. е. когда твердые сплавы должны иметь высокие прочностные свойства. В связи с этим каждая марка имеет свою предпочтительную область применения, в которой она обеспечивает максимальные работоспособность сплава и производительность процесса обработки.

В табл. 1.10 представлена классификация твердых сплавов по группам применения и основные марки (без покрытий), выпускаемые отечественными производителями – ОАО «Кировоградский завод твердых сплавов» (КЗТС), Всероссийский научно-исследовательский и проектный институт тугоплавких металлов и твердых сплавов (ФГУП ВНИИТС) и ОАО «Сандвик-МКТС».

Группы применения определяются ориентировочно и достаточно неоднозначно. Поэтому ряд марок твердых сплавов может хорошо работать в двух-трех группах применения или даже в разных группах резания.

Обычно крупные производители создают два класса твердых сплавов: специализированные марки для определенного обрабатываемого материала и типа операции (черновая, чистовая), которые обеспечивают наибольшую производительность обработки; универсальные марки для обработки различных материалов и различных типов операций, которые во всех возможных случаях обеспечивают достаточную производительность и стойкость.

Для массового и крупносерийного производства характерно применение специализированных марок. Однако большая номенклатура специализированных марок твердых сплавов приводит к увеличению затрат на хранение и обслуживание и больше вероятности ошибок при замене сплавов. При обработке часто сменяемых малых партий деталей из различных материалов используют универсальные марки твердых сплавов. В этом случае сокращаются затраты на переналадку станков, хранение и обслуживание инструментов. Однако при этом производительность и стойкость универсальных марок ниже на 10 ... 25%, чем специализированных.

Для повышения работоспособности твердосплавных инструментов в настоящее время широко используют различные методы нанесения износостойких покрытий. При этом потребители твердых сплавов могут приобретать у изготовителей инструменты с износостойкими покрытиями или же на своем оборудовании самостоятельно наносить покрытия, необходимые для решения конкретных производственных задач. В случае приобретения инструментов с износостойкими покрытиями изготовитель может не предоставлять сведений о составе покрытий и даже способе их нанесения, а только давать рекомендации о рациональных областях их применения.

В табл. 1.11 и 1.12 представлено примерное сопоставление различных марок сменных многогранных твердосплавных пластин (СПМ) с покрытиями, выпускаемыми отечественными и зарубежными производителями для токарных и фрезерных работ.

Распределение отечественных марок твердых сплавов без покрытия по группам применения

Основная группа применения	Обрабатываемый материал	Вид обработки	Марки твердых сплавов различных производителей		
			КЗТС	ВНИИТС	Сандвик-МКТС
P01	Сталь, стальное литье, дающие сливную стружку	Тонкое точение, растачивание, развертывание	T30K4	BT100	MP1
P10		Чистовое точение, растачивание, сверление, фрезерование	T15K6	BT110	MP1
P20	Сталь, стальное литье, ковкий чугун, цветные металлы, дающие сливную стружку	Получистовое точение, рассверливание	T14K8	BT120	MP2
P25		Получистовое фрезерование	TT20K9	BT120	MP3
P30		Черновое точение, фрезерование	T5K10, TT10K8Б	BT130, BT141	MP3
P40	Сталь, стальное литье с включениями песка и раковинами	Тяжелонагруженные операции (резание с переменной глубиной и прерывистой подачей, с наличием абразивных включений в обрабатываемом материале и т. д.)	TT7K12	BT142	MP4
M10	Сталь, стальное литье, высоколегированные аустенитные, жаропрочные труднообрабатываемые стали и сплавы, серый, ковкий и легированный чугуны	Чистовое точение, развертывание	TT8K6	BT310	TK15
M20	Сталь, стальное литье, высоколегированные аустенитные, марганцевые, жаропрочные труднообрабатываемые стали и сплавы	Получистовое точение, чистовое и получистовое фрезерование	TT10K8-Б	BT220	TK20
M30	Различные сплавы, серый и ковкий чугуны, дающие как сливную, так и стружку надлома	Черновое точение, фрезерование, строгание, а также тяжелонагруженные операции	BK10OM	BT332	TK25

Основная группа применения	Обрабатываемый материал	Вид обработки	Марки твердых сплавов различных производителей		
			КЗТС	ВНИИТС	Сандвик-МКТС
М40	Низкоуглеродистая сталь с низкой прочностью, автоматная сталь и другие металлы, дающие как сливную, так и стружку надлома	Черновое точение, отрезка, преимущественно на станках автоматах	ТТ7К12	ВТ142	МР4
К01	Серый чугун высокой твердости, алюминиевые сплавы с большим содержанием кремния, закаленные стали, пластмассы, дающие стружку надлома	Чистовое точение, растачивание, фрезерование и шабрение	ВК3М	ВТ301	ТК10
К05	Легированные и отбеленные чугуны, закаленные стали, нержавеющие высокопрочные и жаропрочные стали и сплавы, дающие стружку надлома	Чистовое и получистовое точение, растачивание, развертывание, нарезание резьбы	ВК6ОМ	ВТ210	ТК10
К10	Серый и ковкий чугуны преимущественно повышенной твердости, закаленная сталь, алюминиевые и медные сплавы, пластмассы, дающие стружку надлома	Точение, растачивание, фрезерование, сверление	ВК6М, ТТ8К6	ВТ310	ТК15
К20	Серый чугун, цветные металлы, прессованная древесина, пластмассы	Точение, растачивание, фрезерование, сверление	ВК6	ВТ323	ТК20
К30	Серый чугун низкой твердости и прочности, древесина, цветные металлы, пластмассы	Черновое точение, фрезерование, строгание, сверление, тяжелонагруженные операции	ВК8, ВК10ОМ	ВТ331	ТК25
К40	Древесина, цветные металлы, пластмассы, дающие стружку надлома	Черновое точение, фрезерование, строгание, сверление	ВК8	ВТ331	ТК25

Марки твердых сплавов с износостойкими покрытиями для токарных работ

Группы резания и применения		КЗТС	Sandvik Coromant	Iscar	Kennametal	Seco Tools	Mitsubishi Carbide	Korloy	Pramet	Walter
1		2	3	4	5	6	7	8	9	10
P	P01	–	GC4005	–	KC9110 TN7005	TP1000	UE6005	NC3010	6620	WTA23
	P10	MC2215	GC 4005 GC 4015 GC 3115	IC9150 IC9015	KC9110 TN7005 TN7010	TP1000 TP2000 TP200 TX150	UE6005 UE6010 UE6020	NC3010 NC310	6630	WAP20 WAP25
	P20	TC 1T MC1465	GC 4015 GC 4025 GC 2015 GC 3025 LC	IC9150 IC9025	KC9125 TN7015	TP2000 TP200	UE6010 UE6020 UC6010	NC3120 NC3015	6630	WTA33 WAP30
	P30	TC 1T MC1465	GC 4025 GC 4035	IC9250 IC656 IC9054	KC8050 KC850 TN7025	TP3000 TP300 TP400	UE6035 UH6400 US735	NC3020	6640	WTA43
	P40	MC1465	GC 4035 GC 235	IC9350 IC9054 IC635	KC9040	TP400 TP40	UE6035 UH6400 US735	NC3030 NC500H	6640	WTA51
M	M10	MC3215	GC 2015	IC9250	TN7010	TP200	US7020	–	6630	WAP30
	M20	TC 1T MC1466	GC 2025	IC9250 IC9025	KC9225 TN7015 TN7525	TP200 TP300	US7020	NC9020	6630	WAP30
	M30	TC 1T MC1465	GC 2135 GC 235	IC9350 IC9025	KC9040 KC8050 TN7025	TP 300 TP 400 TP40	US735	NC3030	6640	WTA43
	M40	–	GC 235	IC9350	KC9240 KC9240	TP400 TP40	US735	–	–	–

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
К	K01	–	GC 3205 GC 3210	IC9007	–	TX100	UC5105 UC5005	NC305K	–	WTA13
	K10	ВП3115 MC2215	GC 3005 GC 3015	IC9150 IC418 IC428	KC9315 TN5015 TN7010	TX100 TX150	UC5115 UC5015 UE6010	NC6110	6620	WAP25
	K20	ВП3115	GC 3215 GC 3205	DT7150 IC9015	KC9325 TN5020 TN7015	TP200 TX150	UE6010 UC6010	NC6010 NC6110	6630	WTA53
	K30	ВП3325	GC 3215	–	KC8050 KC9040 TN7025	TP200	–	NC6110 NC315K	6640	–

Марки твердых сплавов с износостойкими покрытиями для фрезерных работ

Группы резания и применения		КЗТС	Sandvik Coromant	Iscar	Kennametal	Seco Tools	Mitsubishi Carbide	Korloy	Pramet
1		2	3	4	5	6	7	8	9
P	P10	MC2216 TC1F	–	IC4100	–	T200M T250M	–	–	–
	P20	TC1F	GC4020	IC4100 IC520M	–	T250M T350M T25M	F7030	NCM325	5026
	P30	TC1F	GC4030	IC4050 IC450	KC	T250M T350M T25M	F7030	NCM335	5026
	P40	MC1465H	GC4030	IC4050 IC635	–	T350M	–	–	–
M	M20	MC1466	–	–	KC925M	T250M T25M	F7030	–	5026
	M30	MC1465	–	–	KC930M	T350M T25M	F7030	NCM335	–
K	K10	MC3215	GC3020	I4100 IC4010	KC915M	–	F5010	NCM310K	–
	K20	MC3215	GC3020	DT7150 IC4100	KC925M	–	F5020	NCM320K	5026
	K30	MC3216	GC3040	IC4050 IC450	KC930M	–	–	–	–

Пластины с износостойкими покрытиями по сравнению с пластинами без покрытий обеспечивают повышение скорости резания на 20 ... 40% при том же периоде стойкости или позволяют существенно увеличить стойкость инструментов при эксплуатации в том же скоростном диапазоне. Они являются предпочтительными для большинства операций крупносерийного и массового производства, но имеются и некоторые ограничения при их эксплуатации. В первую очередь такими ограничениями являются черновые и тяжело нагруженные операции, при которых очень часто причиной отказов пластин являются выкрашивания и сколы режущих кромок.

Кроме того, необходимо иметь в виду и то, что процесс нанесения покрытия, особенно физическим методом осаждения, увеличивает радиус округления режущей кромки пластин (до 40 мкм), что несколько ограничивает их применение для финишных операций, при которых требуются острые режущие кромки.

Общим недостатком рассмотренных групп твердых сплавов, помимо низких прочностных свойств, является повышенная дефицитность исходного вольфрамового сырья – основного компонента, определяющего их повышенные физико-механические характеристики. Поэтому иногда более эффективно использование безвольфрамовых твердых сплавов (БВТС).

1.3.2. Безвольфрамовые сплавы

В качестве основы БВТС используется карбид или карбонитрид титана, а в качестве связки – никель и молибден. Кроме того, в составах некоторых марок БВТС используется карбид ниобия. В табл. 1.13 представлены сведения о некоторых марках БВТС, их химическом составе, физико-механических свойствах и областях применения.

Таблица 1.13

Физико-механические свойства и области применения безвольфрамовых твердых сплавов

Марка сплава	Содержание основных компонентов, %				Плотность, г/см ³	Предел прочности при изгибе, МПа	Твердость НРА	Группа применения
	Ti(C,N)	NbC	Ni	Mo				
ТН20	79	–	45	6,0	5,5 – 6,0	1050	91,0	P10...P20 K10...K20
КНТ16	84	–	12,4	3,6	5,5 – 6,0	1200	89,0	P10...P20 K10...K20
КНТ30	70	–	23,3	6,7	6,0 – 6,5	1600	89,0	P10...P20 K10...K20
ЦТУ*	56	9	23	12	6,2 – 6,8	1274	89,5	P20...P30

* Марка по ТУ 48-4206-365-89.

БВТС отличаются высокой твердостью, окалиностойкостью, имеют низкий коэффициент трения по стали и пониженную склонность к адгезионному взаимодействию с обрабатываемым материалом, что уменьшает износ инструментов по передней и задним поверхностям и обеспечивает низкую шероховатость обработанных поверхностей и высокую размерную точность.

В то же время БВТС имеют более низкий, чем у стандартных твердых сплавов, модуль упругости, а следовательно, и сопротивление упругим деформациям, меньшую теплопроводность и ударную вязкость, поэтому они хуже сопротивляются ударным и циклическим тепловым нагрузкам.

Указанные свойства определяют области рационального применения БВТС при обработке материалов резанием – главным образом для чистовой и получистовой обработки углеродистых и легированных конструкционных сталей с высокой скоростью резания и относительно небольшими сечениями среза.

Эффективность применения БВТС существенно зависит от правильной подготовки инструментов, выбора режимов резания и условий обработки. В целом же опыт внедрения БВТС показывает, что при выпуске требуемой номенклатуры изделий и обеспечении стабильного уровня качественных показателей инструмента, до 25% общего объема выпуска вольфрамосодержащих твердых сплавов может быть заменено на безвольфрамовые.

Марки БВТС, выпускаемые ведущими производителями режущих инструментов, приведены в табл. 1.14.

Марки безвольфрамовых твердых сплавов (керметов) зарубежного производства

	ISO		Mitsubishi Carbide	Sandvik Coromant	Kennametal	Seco Tools	Iscar	Sumitomo Electric	Tungtloy	Kyosera	Dijet	Heta-chi Tool	Korloy	Ceram-Tec
	Классификация	Обозначение												
Токарная обработка	P	P01	AP25N	CT5005	KT125 HTX	–	IC20N IC520N	T110A T2000Z	NS520 AT520 GT520	TN30 PV30	LN10 CX50	CH350	CN100	SC8015
		P10	AP25N NX2525	CT5015 CT525 GC1525	KT175 HT2	CM	IC20N IC520N IC530N	T1200A T2000Z	NS520 AT520 AT520	TN60 TN6020 PV60 PV7020	LN10 CX50 CX75	CY350 CZ1025 CZ25	CN10	SC7035
		P20	AP25N UP35N NX2525 NX335	GC1525	PS5 KZ205	CM	IC20N IC75T IC30N IC520N IC530N	T1200A T2000Z T3000Z	NS530 AT530 GT530	TN90 TN6020 PV90 PV7020	CX50 CX75	CH550 CZ1025	CN20 CN200 0	SC7015
		P30	VP45N	–	–	–	IC75T IC30N	T3000Z	NS530	–	–	–	–	CN30
	M	M10	NX2525 AP25N	CT5015 CT525 GC1525	KT125 KT175	CM	–	T110A T2000Z	NS520 AT530 GT530	TN60 TN6020 PV60 PV7020	LN10 CX50	CH350	–	SC15

	ISO		Mitsubishi Carbide	Sandvik Coromant	Kennametal	Seco Tools	Iscar	Sumitomo Electric	Tungaloy	Kyo-sera	Dijet	Hietachi Tool	Korloy	Ceram-Tec	
	Классификация	Обозначение													
		M20	NX2525 AP25N	GC1525	KT175 HT2 PS5	–	–	T1200A T2000Z	NS530	TN90 TN6020 PV90 PV7020	CX50 CX75	CY550 CZ1025	–	SC40	
		M30	–	–	KZ205	–	–	T3000Z	–	–	CX75	–	–	–	
	К	K01	AP25N NX2525	CT5015	HTX	–	–	T110A T2000Z	NS520 AT520 GT520	TN30 PV30	LN10	–	–	–	
		K10	AP25N NX2525	CT5015 CT525	KT315	–	–	T1200A T2000Z	NS520 AT530 GT530	TN60 TN6020 PV60 PV7020	LN10	CH350	CN100	SC8015	
		K20	AP25N NX2525	–	–	–	–	T3000Z	–	–	CX75	–	CC115	SC7015	
	Фрезерование	Р	P10	NX2525	–	KT195M KT530M	C15M	IC30N	–	–	TN60	CX75	–	CN100	–
			P20	NX2525	CT530	KT195M KT530M HT7 KT605M	C15M	IC30N	–	NS530 NS740	TN60 TN100M	CX75 CX90	CH550 CH7030 CH570	CN20	SC60
P30			NX4545	–	–	–	IC30N	T250A	NS540 NS740	–	CX90 CX99	–	CN30	–	

	ISO		Mitsubishi Carbide	Sandvik Coromant	Kennametal	Seco Tools	Iscar	Sumitomo Electric	Tungaloy	Kyosera	Dijet	Hetachi Tool	Korloy	Ceram-Tec	
	Классификация	Обозначение													
	М	M10	NX2525	–	–	C15M	IC30N	–	–	TN60	–	–	–	–	
		M20	NX2525	CT530	KT195M KT530M HT7 KT605M	C15M	IC30N	–	NS530	TN60 TN100 M	CX75 CX90	CH550 CH7030 CH570	–	SC60	
		M30	NX4545	–	–	–	–	T250A	NS540 NS740	–	CX90 CX99	–	–	SC60	
	К	K01	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
		K10	NX2525	–	–	HT5	–	–	–	–	TN60	CX75	–	CC115	–
		K20	NX2525	–	–	–	–	–	–	–	–	CX75	–	CC115	–

1.4. Керамика

В настоящее время промышленностью выпускаются четыре основные группы режущей керамики – оксидная (белая керамика) на основе Al_2O_3 , оксидно-карбидная (черная или смешанная керамика) на основе композиции $Al_2O_3 + TiC$, оксидно-нитридная (кортинит) на основе композиции $Al_2O_3 + TiN$ и нитридно-кремниевая на основе Si_3N_4 . Обычно инструментальную керамику выпускают в виде спеченных пластин различной формы, которые механически крепятся к корпусам инструментов [28].

В состав режущей керамики входят только твердые компоненты – оксиды, карбиды, нитриды. Отсутствие связующей фазы значительно снижает степень ее разупрочнения при нагреве и она имеет весьма высокие значения теплостойкости (до $1400^\circ C$) и твердости (до $96 HRA$). Это позволяет осуществлять обработку керамическими инструментами на скоростях резания, которые до 2,5 раз превышают скорости резания твердосплавными инструментами. В то же время отсутствие связующей фазы оказывает и отрицательное влияние на эксплуатационные свойства керамического инструмента. В частности, снижаются хрупкая прочность, ударная вязкость, трещиностойкость. Это оказывает сильное влияние на характер изнашивания керамического инструмента. Например, низкая трещиностойкость сплава является причиной формирования фронта трещин, которые из-за отсутствия пластической связующей фазы не встречают барьеров, способных затормозить или остановить их развитие.

Еще одной специфической особенностью керамики является высокая чувствительность к колебаниям температуры. Поэтому для уменьшения опасности возникновения «тепловых ударов» обработку изделий керамическими инструментами часто рекомендуется вести без применения СОЖ. При необходимости применения СОЖ (для смыва стружки, охлаждения детали и др.) следует обеспечивать непрерывный обильный полив зоны резания.

Допустимый износ по задней поверхности керамических пластин при их эксплуатации составляет при обработке сталей не более 0,3 мм, а при обработке чугунов до 0,5 мм. Указанные особенности керамики определяют область ее предпочтительного применения. Керамические инструменты в основном применяют для чистовой и получистовой обработки серых, ковких, высокопрочных и отбеленных чугунов, низко- и высоколегированных сталей, в том числе закаленных, цветных металлов и полимерных материалов (K01 ... K05; P01 ... P10). В этих условиях инструменты, оснащенные пластинами из керамики, существенно превосходят по работоспособности твердосплавные инструменты.

Применение керамики при обработке с повышенными сечениями среза или при прерывистом резании резко снижает ее эффективность вследствие высокой вероятности (более 50%) внезапного отказа из-за хрупкого разрушения в виде выкрашиваний и сколов [33]. Поэтому в последнее время ведутся активные работы по созданию новых или совершенствованию известных марок керамики

с целью повышения их прочностных характеристик. К таким разработкам относится керамика, армированная «нитевидными кристаллами» SiC или легированная TiB₂, ZrO₂, Y₂O₃ и другими компонентами. Кроме того, наряду с совершенствованием составов керамики, для повышения ее эксплуатационных характеристик используют более современные технологии получения керамических пластин – горячее изостатическое прессование, золь-гель синтез и др., а также различные способы нанесения износостойких покрытий [9].

В табл. 1.15 представлены физико-механические характеристики и основные марки отечественной керамики, выпускаемой ФГУП ВНИИТС, а в табл. 1.16 приведено сопоставление марок керамики отечественного и зарубежного производства – Sandvik Coromant, Kennametal и др.

Таблица 1.15

Марки и физико-механические характеристики керамики отечественного производства

Марка	Осно- ва	Плот- ность, г/см ³	Твер- дость HRA	Предел прочности при изгибе, МПа	Области применения
ВО-100 (В1)	Al ₂ O ₃	4,16	92	600	Высокоскоростная токарная обработка чугунов и сталей в состоянии поставки без применения СОЖ
ВОК- 200 (В2)	Al ₂ O ₃ +TiC	4,20... 4,30	93	650	Чистовая и получистовая обработка резанием углеродистых и легированных сталей, серых и ковких чугунов, графита и других материалов без применения СОЖ или при обильном охлаждении
ВОКС- 300 (В3)	Al ₂ O ₃ +TiC	4,25	93	950	Чистовая и получистовая токарная обработка углеродистых, легированных, закаленных сталей и чугунов; точение с ударами, возникающими от абразивных включений; получистовое и чистовое точение с неравномерными припусками; нарезание резьб и канавок в закаленных сталях
ТВИН- 200 (Т2)	Si ₃ N ₄ + ок- сиды	3,45	93,5	750	Обработка всех видов чугунов с большими подачами и скоростями резания, черновое, получистовое и чистовое точение, фрезерование, в том числе с применением СОЖ, а также обработка сплавов на основе никеля и кобальта
ТВИН- 400 (Т4)	Al ₂ O ₃ +SiC	3,70... 3,80	94	850	Обработка никелевых сплавов, закаленных высоколегированных и быстрорежущих сталей и чугунов твердостью более 250 НВ, с высокими скоростями и большими подачами; черновое, получистовое и чистовое точение и фрезерование, в том числе с применением СОЖ

Сопоставление марок режущей керамики отечественного и зарубежного производства

Группы резания и применения		Россия	Sandvik	CeramTec	Kennametal	Widia
P	P05	ВОК-200	–	–	AC5 KY4440	Widalox G
	P10	ВОКС-300 ВО-100	–	–	KY1615	Widalox G
	P20	ВО-100	–	–	–	–
M	M10	–	CC650 CC670	–	KY4300	–
	M20	–	CC670	–	–	–
K	K01	–	CC620 CC650	–	KY4400	–
	K10	ВОКС-300 ВОК-200	CC680 CC6090	SH2 SN60	KY4300 KY3400	Widianit N200
	K20	ВОКС-300	–	SL500	KY3500	Widianit N200
	K30	–	–	SL200	–	–
H	H10	ТВИН-400	CC680	SH2; SH3	KY2100	Widalox H Widalox R
	H20	–	–	–	–	Widalox R

1.5. Сверхтвердые материалы

К сверхтвердым синтетическим поликристаллическим инструментальным материалам (ПСТМ) относят синтетические и природные алмазы и композиционные материалы на основе кубического нитрида бора (КНБ) [3].

В основе технологии изготовления поликристаллов лежат два различных процесса: фазовый переход вещества из одного состояния в другое (синтез) или спекание мелких частиц заранее синтезированного порошка ПСТМ. В нашей стране первым способом получают поликристаллический нитрид бора (ПКНБ), а также поликристаллический алмаз (ПКА). За рубежом изготовителями ПСТМ по технологии спекания являются три крупнейшие фирмы: «General Electric», «De Beers» и «Sumitomo Electric».

Прежде чем синтезированные спеки ПКНБ и ПКА могут быть использованы в качестве металлорежущих инструментов, они должны быть разрезаны электроэрозионным или лазерным способом на многогранные пластины стандартных размеров или фрагменты произвольной формы и отшлифованы. Фрагменты запаивают либо в вершины корпусов стандартных твердосплавных пластин, либо в напайные инструменты.

ПСТМ принципиально новые как по технологии изготовления, так и по условиям эксплуатации инструментальные материалы. Ими можно обрабатывать изделия при скоростях резания на порядок выше скоростей, допускаемых при использовании твердосплавных инструментов и даже инструментов из керамики.

ПКА имеет твердость 70 ... 100 ГПа, которая до 5 раз превышает соответствующий показатель для твердых сплавов, обладает хорошей теплопроводностью, большим модулем упругости и низким коэффициентом трения к цветным металлам, но, как и все высокотвердые материалы, обладает достаточно низкими прочностными характеристиками (табл. 1.17).

Таблица 1.17

Усредненные показатели физико-механических свойств ПСТМ

Свойства	ПСТМ	
	на основе нитрида бора	на основе алмаза
Твердость по Виккерсу HV , ГПа	до 40	до 100
Модуль упругости E , ГПа	700 ... 800	800...900
Предел прочности при изгибе $\sigma_{изг}$, МПа	600 ... 850	до 800
Коэффициент теплопроводности λ , Вт/(м·К)	5,0 ... 10,0	7,0...15,0
Теплостойкость, °С	1100 ... 1500	700...800

Теплостойкость ПКА составляет 700 ... 800 °С (при более высоких температурах алмаз теряет режущие свойства). Инструменты, оснащенные режущими вставками из ПКА, применяют в основном при тонком точении цветных металлов и сплавов, не содержащих углерод и железо.

По твердости ПКНБ несколько уступает алмазу (см. табл. 1.17), но имеет более высокую теплостойкость, достигающую до 1500 °С, и практически инертен по отношению к углероду и железу. Как и алмаз, ПКНБ имеет повышенную хрупкость и низкую прочность на изгиб. Инструменты, оснащенные режущими вставками из ПКНБ, применяют, главным образом, для обработки металлов, содержащих углерод и железо.

Практика показывает, что во многих случаях точение инструментами из ПСТМ намного эффективнее процесса шлифования, так как такие инструменты обеспечивают бесприжоговую обработку при работе на высоких скоростях резания и низкую шероховатость обработанной поверхности.

В табл. 1.18 и 1.19 представлены сведения о марках ПКНБ и ПКА отечественных и ведущих мировых производителей.

Марки сверхтвердых материалов на основе ПКНБ

Группа обрабатываемости по ISO		Завод «Композит»	Mitsubishi Carbide	Sandvik	General Elektrik	De Beers	Sumitomo Electric	Toshiba Tungaloy	Kyosera	Dijet	Korloy	Kennametal	Ceram-Tec	Seco	Becker	Sowha Denko
Классифик.	Обозначен.															
Н	H01	Композит 01 (эльбор Р-К01)	MBC010 MB810	CB20	BZN8100	–	BNX10 BNC150	BX310	–	–	–	–	–	CBN100	–	–
	H10	Композит 10 Композит – 05ИТ	MBC020 MB8025	CB7020	HTC2000 BZN8100	AMB 90 DBC50	BN250 BNX20	BX360 BX340	KBN10B	JBN330 JBN300	KB320	KD060	WBN650	–	–	KT25
	H20	–	MBC020 MB8025	CB7050	BZN8200	DBN45	BN25 BNC200	BX270	KBN25B	JBN245	KB330	KB5625 KD081	WBN600	–	PBC-20	KT30N
	H30	–	MB8025 MB833	–	–	–	BN300	BX290 BX380	–	–	–	–	–	–	PBC-30 PBC-40	–
S	S01	–	MB730	–	BZN6000	–	BN600 BN700	BX950	–	–	KB360	–	–	–	PBC-6	–
	S10	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	KD230	–	–	–	–
К	K01	Композит 01	MB710	–	–	DBC50	BN500	BX930	–	–	KB360	–	–	–	SBC-1	KT10C
	K10	Композит 10	MB710 MB730	CB7050	BZN6000	DBC80	BN600 BN700	BX950	KBN10B KBN65B	JBN795	KB350	KD120	–	CBN300	PBC-10 PBC-15 SBC-10	KT10C
	K20	Композит – 05ИТ	MB910	–	–	–	BN600 BN700	–	KBN900	JBN330	–	KB9640	WBN500	CBN100P	PBC-25 SBC-25	KT20C
	K30	Композит КПЗ (К03)	–	–	–	–	BNC800	–	–	–	–	–	–	CBN300P	–	–

Марки сверхтвердых материалов на основе ПКА

Группа применения по ISO 153:2004-07	Обозначение	Sumitomo Electric	Mitsubishi Carbide	Toshiba Tungaloy	Kyocera	Dijet	Korloy	Seco	Valenite	Iscar	Sandvik	Kennametal
N	N01	DA90	MD205	DX180	KPD025	JDA735	DP90	PAX30	VC746	–	CD1810	KD100
	N10	DA150	MD205 MD220	DX160	KPD10	JDA745	DP150	PAX20 PCD30	VC728	ID5	CD10	KD105
	N20	DA200	MD220 MD230	DX140 DX120	KPD002	JDA715 JDA10	DP150	PCD20	VC727	ID5	–	–
	N30	DA2200	MD230	–	KPD001	–	DP200	PCD10	–	–	–	–
S	S01	–	–	–	–	–	–	–	–	–	CD1810	–
	S10	–	–	–	–	–	–	–	–	–	CD10	–

В целом можно отметить, что основная область эффективного применения лезвийных инструментов из ПСТМ – автоматизированное производство на базе станков с ЧПУ, многоцелевых станков, автоматических линий и специальных высокоскоростных станков. При этом выбор конкретной скорости резания определяется величиной снимаемого припуска, возможностями оборудования, наличием ударных нагрузок в процессе резания и многими другими факторами.

При относительно низких скоростях резания и, как следствие, при низких температурах у ПСТМ преобладают адгезионно-усталостный и абразивный виды изнашивания, а при высоких скоростях резания может протекать диффузионный износ. При неблагоприятных условиях резания могут наблюдаться выкрашивания мелких частиц режущих кромок, а также сколы на передней и задних поверхностях. Например, для точения с ударами и фрезерования закаленных быстрорежущих сталей и сталей с высоким содержанием хрома применять инструменты из ПСТМ вообще не рекомендуется.

Глава 2. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ О МЕТОДАХ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ КОНТАКТНЫХ ПЛОЩАДОК РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

2.1. Методы дополнительного энергетического воздействия

Современные методы поверхностной модификации свойств инструментальных материалов по энергетическим затратам и временному фактору можно классифицировать на следующие группы: методы механической модификации поверхностных свойств инструментальных материалов путем пластического деформирования; химико-термическая обработка (ХТО), к которой можно отнести азотирование, цементацию, карбонитрацию, оксидирование, борирование в газовых, жидких средах, тлеющем газовом электрическом разряде; модификация свойств инструментальных материалов путем физико-химического воздействия, которое включает: электроискровое, магнитно-импульсное, ультразвуковое упрочнение; модификация свойств инструментальных материалов путем физического воздействия, к которой можно отнести лазерную обработку, ионную имплантацию.

В табл. 2.1 представлены общие сведения по областям применения методов поверхностной модификации для различных групп инструментальных материалов.

Таблица 2.1

Области применения различных методов нанесения покрытий и поверхностной модификации режущих инструментов

Группа	Метод	Вид инструментального материала				
		углеродистые и легированные стали	быстро-режущая сталь (БРС)	твердые сплавы	керамика	сверх-твердые материалы (СТМ)
Нанесение покрытий	химическое осаждение (НТ- CVD)		+	+	+	+
	физическое осаждение (PVD)		+	+	+	+
	электролитический способ		+	+		
	газо-термическое напыление	+	+	+		
	наплавка	+	+	+		
Поверхностное легирование	химико-термическая обработка	+	+	+		
	ионная имплантация	+	+	+	+	+

Группа	Метод	Вид инструментального материала				
		углеродистые и легированные стали	БРС	твердые сплавы	керамика	СТМ
Поверхностное легирование	лазерное легирование	+	+	+	+	
	электроэрозионное легирование	+	+	+	+	
	плазменное легирование	+	+	+	+	
Термическое воздействие	лазерная закалка	+	+			
	электронно-лучевая обработка	+	+			
	криогенная обработка	+	+			
	газо-пламенная закалка	+	+			
	закалка ТВЧ	+	+			
Деформационное воздействие	дробеструйная обработка	+	+			
	магнитно-импульсная обработка	+	+	+		
	упрочнение взрывом	+	+	+	+	
	выглаживание и обкатывание	+	+	+	+	
	ультразвуковая обработка	+	+	+	+	

В мировой и отечественной практике производства режущего инструмента наибольшее применение, среди перечисленных выше методов, получили методы ХТО. Методы модификации свойств инструментального материала путем физического воздействия (лазерное упрочнение, модификация путем ионной имплантации) хотя и не нашли достаточно широкого практического применения, однако имеют хорошую перспективу применения в будущем из-за возможностей направленного изменения свойств инструментальных материалов.

Химико-термическая обработка. К методам ХТО относятся процессы, сочетающие в себе термическое и химическое воздействие на рабочие поверхности инструмента, с целью изменения состава, структуры и свойств поверхностного слоя инструментального материала. Как правило, ХТО позволяет повысить твердость и износостойкость приповерхностных слоев

инструмента, сопротивляемость коррозии, жаростойкость (тепlostойкость), т. е. механические и физико-химические свойства рабочих поверхностей инструмента.

Состав, строение и физико-механические свойства диффузионного слоя инструментального материала зависят от состава насыщающей среды, температуры и продолжительности процесса ХТО. Наилучшей средой с точки зрения активности насыщающего элемента является газовая среда и, в частности, азот (азотирование), углеродосодержащие газы (цементация) или их смеси (карбонитрация, нитроцементация), а также бор (борирование).

ХТО (низко- или высокотемпературная) в газовой среде может привести к браку инструмента из-за чрезмерных линейных деформаций.

Этот недостаток в значительной мере отсутствует при ХТО в плазме электрического (тлеющего) газового разряда, в частности, при ионном азотировании.

Сущность процесса ионного азотирования заключается в следующем. В разряженной азотосодержащей атмосфере между катодом (инструмент) и анодом (стенки камеры) возбуждается тлеющий разряд, вследствие чего возникает поток ионов газа, который, воздействуя на рабочие поверхности инструмента, производит их термоактивирование, в результате которого происходит насыщение поверхности быстрорежущей стали ионами азота. Температура азотирования составляет $450 \dots 580^\circ\text{C}$, рабочее давление $P = (1,33 \dots 13)10^2 \text{ Па}$, рабочее напряжение колеблется в пределах $400 \dots 1100 \text{ В}$ при продолжительности процесса от нескольких минут до нескольких часов. В результате азот диффундирует на глубину от 100 до 1000 атомных слоев, образуя твердые растворы нитридов (α -, γ' -, ϵ -фазы), повышающие твердость и износостойкость инструмента из быстрорежущей стали.

Ионное азотирование получило применение при производстве инструмента из быстрорежущих сталей и позволяет повысить период стойкости режущего инструмента (сверла, метчики, концевые фрезы) до 1,5 раз.

Лазерная модификация. Сущность лазерной модификации состоит в мощном импульсном ($\tau = 10^{-3} \dots 10^{-6} \text{ с}$) или непрерывном воздействии светового пучка чрезвычайно большой плотности энергии, что вызывает локальный (мгновенный) нагрев поверхности до температур, превышающих не только температуры структурно-фазовых превращений металла, но и в некоторых случаях температуру плавления. С учетом чрезвычайно высоких скоростей охлаждения, за счет отвода тепла в основную массу металла, которые в 10 ... 100 раз превышают скорости охлаждения при закалке инструмента, в поверхности инструментального материала формируется особомелкозернистая (мартенсит и незначительное количество остаточного аустенита) или даже псевдоаморфная структура, имеющая повышенную (на 20 ... 30%) твердость на глубине до 0,2 мм. Лазерную модификацию проводят в атмосфере воздуха или защитного газа (например, аргона).

Для модификации свойств рабочих поверхностей режущего инструмента используют несколько типов технологических лазеров, оснащенных следующими источниками генерации лазерного излучения: газовые с накачкой электрическим разрядом (СО₂-лазер) и твердотельные с рабочим телом в виде кристалла из алюмо-иттриевого граната (АИГ).

Все чаще для модификации поверхностных свойств инструментальных материалов используют качественно коммутируемые АИГ-лазеры, которые благодаря чрезвычайно малому времени импульса позволяют обеспечить высокую интенсивность излучения и модифицировать свойства практически любых инструментальных материалов.

СО₂-лазеры относятся к группе газовых лазеров, при использовании которых возможна генерация лазерного излучения с длиной волны 10 600 нм при минимальном диаметре диаметра луча (фокуса) в пределах 50 нм. При столь большой длине волны для СО₂-лазеров характерна относительно большая длительность импульса (до $10^{-5} \dots 10^{-2}$) с, что позволяет достичь высоких значений энергии лазерного воздействия.

В настоящее время технологические СО₂-лазеры достаточно широко используют для упрочняющей обработки различных инструментов из быстрорежущей стали и твердых сплавов.

Быстрорежущий инструмент с лазерной модификацией рабочих поверхностей (концевые, отрезные фрезы, сверла) имеет период стойкости в 1,5 – 2,0 раза выше периода стойкости стандартного инструмента.

Ионная имплантация. Сущность данного метода заключается в обработке (бомбардировке) поверхностей режущего инструмента пучком ускоренных ионов с энергиями порядка 20 ... 200 кэВ, в результате которой происходит внедрение (имплантация в дозированном количестве) ионов и атомов легирующих элементов в тонкие приповерхностные слои инструментального материала с образованием упрочняющих фаз и соединений. Если число внедряемых частиц при непрерывном воздействии на поверхность материала достигает $10^{17} \dots 10^{18}$ (высокодозированная ионная имплантация), то происходит модификация структуры и свойств поверхности с соответствующими эффектами [16].

Можно выделить две области модифицированного приповерхностного слоя инструментального материала в результате ионной имплантации. Первая область, непосредственно примыкающая к внешней поверхности, имеет сильно измененный химический состав (легированный слой, толщина которого обычно соответствует двум пробегам ионов и не превышает десятых долей микрона). Вторая область, являющаяся переходным слоем между исходным и модифицирующим материалами, характеризуется наличием дефектов деформационного типа с сильно измененной дислокационной структурой. Толщина этого слоя существенно превышает толщину модифицированного слоя.

Уровень модификации свойств инструментального материала определяется эффектами взаимодействия имплантируемых ионов и атомов инструментального материала, а также диффузионными процессами.

Имплантируемые ионы, теряя энергию в атомных и электронных столкновениях, останавливаются с выраженным интегральным распределением по глубине приповерхностного слоя. Если энергия ионов, передаваемая атомам инструментального материала, достаточна для смещения последних, то формируется вторичный каскад атомов отдачи, после полного торможения которых образуются распределения точечных дефектов замещения и межузельных атомов, а на месте выбитых атомов остаются вакансии. Если вторичные каскады развиваются вблизи поверхности, то при достаточной энергии атомов отдачи возможен их выход (распыление) из области приповерхностных слоев инструментального материала.

После завершения процесса взаимодействия имплантируемых ионов и атомов субстрата высока вероятность протекания диффузионных процессов. Обычно полагают, что при температурах, равных одной трети температур плавления инструментального материала, интенсивно протекает радиационно-ускоренная диффузия и радиационно-стимулированная сегрегация. При больших температурах диффузионные процессы протекают по обычному механизму. В этом случае в модифицированном слое инструментального материала происходит коагуляция точечных дефектов и образование дислокаций и дислокационных петель.

При модификации поверхностных слоев инструментального материала с энергиями имплантируемых ионов (газовых и металлических) порядка 20 ... 200 кэВ их пробег в металлах не превышает десятых долей микрона. Однако в ряде работ обнаружено значительно более глубокий модифицированный слой (вторая область), толщина которого оценивается в несколько десятков или даже сотен микрон. Обнаруженная аномалия получила название «эффект дальнедействия» ионной имплантации.

Таким образом, эффекты модификации при ионной имплантации достигаются как за счет роста плотности дефектов кристаллического строения инструментального материала и закрепления этих дефектов атомами легирующих элементов, так за счет формирования дополнительного количества мелкодисперсных карбидных, нитридных и интерметаллических структур. Следует отметить, что технология ионной имплантации с целью формирования прогнозируемых свойств поверхностного слоя инструментального материала является перспективной с точки зрения создания композиционных материалов с оптимальным набором поверхностных и объемных свойств.

Ионная имплантация позволяет увеличить период стойкости режущего инструмента в 1,5 – 4 раза. При этом не увеличивается радиус округления режущих кромок, что чрезвычайно важно для режущего инструмента, предназначенного для чистовых операций обработки резанием.

2.2. Методы нанесения износостойких покрытий

Одним из наиболее эффективных способов обеспечения оптимального сочетания «твердость-пластичность» инструментальных материалов являются методы нанесения износостойких покрытий. Совершенствование оборудования, создание новых технологий синтеза покрытий позволило разработать принципы поверхностного модифицирования различных свойств инструментальных материалов, определяющих эксплуатационные характеристики режущего инструмента.

Современные технологические процессы позволяют синтезировать покрытия на основе одинарных, двойных и тройных соединений тугоплавких металлов IV – VI групп Периодической системы элементов (карбиды, нитриды, бориды, оксиды и их смеси). Толщина каждого слоя таких покрытий может составлять нескольких нанометров, что позволяет не только предельно уменьшить количество различных дефектов, но и реализовать «теоретическую» прочность материала покрытия. Использование инструментов с подобными покрытиями позволяет эффективно решить целый ряд задач для широкой гаммы технологических операций резания, связанных с повышением производительности, точности и качества обработки, снижением расхода дорогостоящих инструментальных материалов, возможностью реализации экологически безопасного резания без применения СОТС.

Рассмотрим требования, предъявляемые к износостойким покрытиям [5]. Исходя из общих эксплуатационных требований, покрытие должно быть: устойчивым против коррозии и окисления; сохранять свои свойства при высоких температурах; не иметь дефектов (пор, включений); обладать высоким пределом выносливости. В связи со служебным назначением покрытия должны иметь: твердость в 1,5 – 2 раза превышающую твердость инструментального материала; низкую склонность к адгезии с обрабатываемым материалом; минимальную способность к диффузионному растворению в обрабатываемом материале.

Кристаллохимические и физико-механические свойства покрытия и инструментального материала должны быть достаточно близкими и совместимыми. В связи с этим желательно иметь: максимальное подобие кристаллохимических параметров; минимальное отличие физико-механических и теплофизических свойств; минимальную вероятность возникновения твердофазных диффузионных реакций при температуре резания.

Для выполнения указанных условий при разработке инструментального материала с покрытием необходимо решать следующие задачи:

1. Выбор состава покрытия должен осуществляться, исходя из условия максимального снижения вероятности схватывания между обрабатываемым материалом и покрытием. Мерой снижения склонности к адгезии может служить термодинамический критерий, в соответствии с которым изобарный потенциал реакции ΔG^0 , протекающей в двухмерном моноатомном пространстве пограничного слоя между покрытием и обрабатываемым

материалом, должен иметь положительное значение. Теоретическую оценку адгезии между покрытием и обрабатываемым материалом можно осуществить также с помощью энергетического критерия, согласно которому минимизация прочности адгезии может произойти при минимальном значении величин средних значений энергии единичных связей пары «покрытие – инструментальный материал».

2. При выборе состава покрытия необходимо обеспечивать достаточно высокое значение прочности адгезии между материалами покрытия и инструмента. Высокая прочность адгезии в системе «покрытие – инструментальный материал» возникает при отрицательном значении изобарного потенциала реакции ΔG^0 в двухмерном моноатомном пограничном слое между ними или при максимальном значении величин средних энергий единичных связей между ними. При этом материалы покрытия и инструмента не должны образовывать хрупких интерметаллидов при термомеханических нагрузках, возникающих при резании.

3. Удовлетворительная работоспособность инструмента с покрытием может быть обеспечена при оптимальных значениях основных параметров покрытия (толщина, соотношение толщин слоев, микротвердость, фазовый состав, структура и т. д.). Поэтому при разработке инструмента с покрытием необходимо решать задачи оптимизации параметров покрытия в зависимости от условий процесса резания.

Наиболее эффективно свойствами композиционного инструментального материала с покрытием можно управлять за счет варьирования химическим составом покрытия, его структурой и типом связи с инструментальным материалом. Указанные параметры сильно зависят от метода нанесения покрытия и технологических условий формирования исходных свойств инструментального материала. В частности, сильное влияние на структуру и дефектность покрытия, тип связи с инструментальной основой может оказать субструктура, загрязненность и дефекты приповерхностных слоев инструментального материала.

Чрезвычайно важной задачей разработки инструментального материала с покрытием является выбор метода нанесения покрытий. Наибольшее распространение для нанесения износостойких покрытий на режущий инструмент получили методы химического осаждения покрытий (ХОП) или CVD (Chemical Vapour Deposition), термодиффузионное насыщение поверхности (ТДН) и физическое осаждение покрытий в вакууме (ФОП) или PVD (Physical Vapour Deposition).

В настоящее время в практике производства режущих инструментов все чаще используют многослойные покрытия на основе одинарных, двойных и тройных соединений тугоплавких металлов IV – VI групп Периодической системы элементов (карбиды, нитриды, бориды, оксиды и их смеси).

Согласно идеализированной схеме (рис. 2.1) многослойное покрытие содержит несколько слоев, каждый из которых имеет собственное функциональное назначение [5]. Слой 5, непосредственно примыкающий к

инструментальной основе, должен обеспечивать прочную адгезионную связь между покрытием и инструментальным материалом. Поэтому кристаллохимическое строение этого слоя и инструментального материала должно быть максимально идентично. Вместе с тем при эксплуатационных температурах на границе раздела данного слоя и инструментального материала не должно образовываться хрупких металлоидов или декарбидизирующих фаз, снижающих прочность адгезии покрытия и инструментального материала. Необходимо также обеспечение минимальной разницы тепло- и физико-механических свойств материалов покрытия и инструмента, так как в противном случае при эксплуатационных термомеханических нагрузках концентрация напряжений приведет к разрушению покрытия на границе раздела «покрытие – инструментальная основа».

Основную функцию выполняет слой 1, непосредственно контактирующий с обрабатываемым материалом. Варьируя составом, структурой и строением слоя 1, можно, в известных пределах, изменять его свойства и, таким образом, управлять контактными процессами и стружкообразованием при резании. Слой 3 может выполнять барьерные функции, например, существенно замедлять интердиффузионные процессы между инструментальным и обрабатываемым материалами, снижать интенсивность теплового потока в инструмент и т. д. Промежуточные слои 2 и 4 с переменными свойствами осуществляют связь между слоями 1, 3 и 3, 5.

В наибольшей степени требованиям к покрытиям для режущего инструмента удовлетворяют соединения тугоплавких d-переходных металлов IV – VI групп, что обусловлено особенностями их кристаллохимического строения. Для соединений металлов IV группы (Ti, Zr, Hf) характерно образование тугоплавких соединений с элементами внедрения (B, C, N, O) достаточно простой структуры. Металлы V группы (V, Nb, Ta) и VI группы (Cr, Mo, W) Периодической таблицы элементов имеют больший атомный радиус, поэтому образуют соединения более сложной структуры с большим числом фаз. Практически все соединения металлов IV – VI групп имеют чрезвычайно высокую термодинамическую устойчивость, тугоплавкость, твердость (особенно нитриды, карбиды, бориды и их смеси за исключением нитридов Mo и W). Поэтому при нанесении на рабочие поверхности инструмента они обеспечивают значительный рост износостойкости инструмента. Кроме того, большинство соединений переходных металлов имеют широкую область гомогенности, что позволяет в зависимости от содержания в них элементов

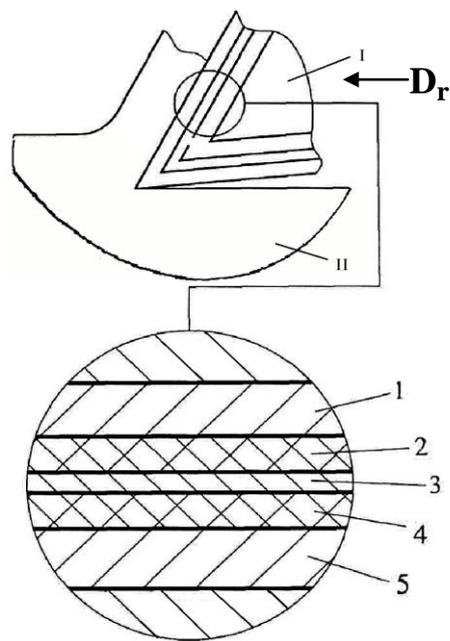


Рис. 2.1. Идеализованная схема многослойного покрытия:
I – режущий инструмент,
II – заготовка

внедрения В, С, N, О в достаточно большой степени изменять их физико-механические свойства. Последнее обстоятельство очень важно с точки зрения возможности варьирования свойств покрытий в зависимости от условий применения режущего инструмента.

При производстве режущего инструмента преимущественное применение получили процессы химического и физического осаждения покрытий, каждый из которых имеет свои преимущества и недостатки, предпочтительные области применения.

2.2.1. Процессы химического осаждения покрытий

Процессы ХОП (CVD) основаны на гетерогенных термохимических реакциях, приводящих к формированию соединений, образующих покрытие как в парогазовой среде окружающей инструмент, так и непосредственно на его рабочих поверхностях. Исходными продуктами служат газообразные галогениды металлов MeГ, при взаимодействии которых с другими компонентами газовых смесей (H_2 , N_2 , CH_3 , Ar и др.) синтезируется покрытие. Процессы ХОП подразделяются на высоко- и среднетемпературные методы химического осаждения HT-CVD и MT-CVD.

На рис. 2.2 представлена принципиальная схема процесса химического осаждения покрытий из газовой фазы (CVD). Конденсация покрытий в процессах HT-CVD осуществляется на поверхности инструмента, нагретого до необходимой температуры 900...1200 °С при давлении близком или равном атмосферному. Для получения покрытий на основе карбидов тугоплавких металлов в качестве активной (науглероживающей) составляющей газовой смеси обычно используются углеводороды, при необходимости получения покрытий на основе нитридов – азот, а при осаждении карбонитридов – метан. Осаждение покрытий в основном производят на неподвижные подложки. Однако известны конструкции установок, в которых подложки перемещаются вдоль реакционной зоны, качаются или вращаются в ней, а также находятся в подвешенном состоянии.

Процессы CVD реализуются при достаточно высоких температурах – 900 ... 1100 °С. Такие температуры исключают возможность применения этого метода для инструмента из быстрорежущей стали. Однако и при нанесении покрытий на твердосплавные инструменты нагрев до столь высоких температур часто неблагоприятно сказывается на его работе. Твердосплавные инструменты с CVD-покрытиями часто имеют повышенную склонность к хрупкому разрушению в виде выкрашиваний и сколов. Это особенно проявляется при прерывистом резании, когда действуют циклические нагрузки, при обработке труднообрабатываемых сплавов, при обработке с большими толщинами срезаемого слоя.

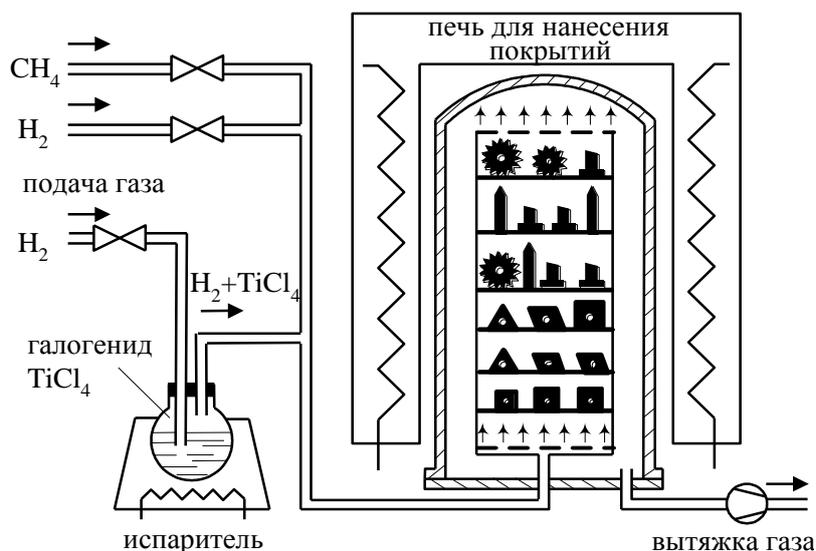


Рис. 2.2. Принципиальная схема процесса химического осаждения покрытий из газовой фазы на твердосплавные инструменты

Одной из причин повышенной хрупкости твердосплавного инструмента с покрытием CVD является высокотемпературная диффузия кобальта (частично и вольфрама) из твердого сплава в покрытие. В результате этого на границе раздела «покрытие – твердый сплав» формируется хрупкая η -фаза (W_6Co_6C , W_3Co_6C), толщина которой может достигать 4 мкм. Формирование η -фазы существенно повышает склонность твердосплавных инструментов к хрупкому разрушению в процессе резания. Другой причиной повышенной хрупкости являются возникающие растягивающие напряжения и трещины, зарождающиеся на поверхности твердосплавного инструмента в процессе остывания после нанесения покрытий.

Формирование хрупкой η -фазы практически не происходит при использовании метода химического осаждения покрытий при средних температурах – medium-temperature CVD (MT-CVD), который реализуется при температурах 700 ... 900 °C [19].

Для процессов ХОП характерна сильная зависимость качества формируемых покрытий от субструктуры материала инструментальной основы (твердого сплава), так как зарождение центров конденсации и рост покрытий имеют выраженную эпитаксию. В частности, при формировании покрытий типа TiC на твердых сплавах (например, WC-Co) зарождение центров конденсации покрытия происходит только на кобальтовых зернах, имеющих максимальное подобие кристаллохимических структур (TiC и Co имеют кубические решетки с почти полным совпадением длин диагоналей). Вследствие этого при полной коалесценции покрытия непосредственно над карбидными зернами WC возможно образование пор, являющихся опасным дефектом твердого сплава с покрытием, снижающим его качество. Поэтому при производстве твердых сплавов с покрытием большое внимание уделяют качеству и зерновой структуре сплава, в частности, используют

мелкозернистые и особомелкозернистые структуры, что снижает вероятность образования пор, а непосредственно перед нанесением покрытия производят насыщение поверхности избыточным углеродом для уменьшения вероятности формирования охрупчивающей η -фазы на границах раздела «покрытие – инструментальная основа».

Наиболее важные направления совершенствования технологий ХОП связаны с созданием комбинированных процессов, интегрирующих преимущества химических и физических методов синтеза покрытий. Такие методы позволяют значительно снизить температуру процессов синтеза покрытий до 200 ... 600 °С и повысить их производительность (уменьшить время осаждения). Это позволяет не только расширить технологические возможности процессов ХОП для более универсального применения, например, для формирования покрытий на инструментах из быстрорежущей стали, но и снижает «эффекты» охрупчивания твердосплавного инструмента, связанные с формированием η -фазы особенно на границах раздела «покрытие – инструментальная основа». Например, химическое осаждение покрытий с плазменным сопровождением (РА-CVD). Основные преимущества процесса РА-CVD по сравнению с CVD заключаются в том, что при его реализации отсутствует необходимость в нагреве инструментальной основы до высоких температур (температуры процессов РА-CVD не превышают 600 °С), достигается более высокая прочность адгезионной связи покрытия и инструментальной основы. Еще одним важным достоинством процессов химического осаждения покрытий из газовой фазы с плазменным сопровождением является более высокие скорости осаждения, чем в процессе обычного (термического) CVD. Но в то же время контролировать процессы РА-CVD часто достаточно сложно. Кроме того, для данного процесса характерно сильное взаимодействие плазмы с растущей пленкой. Высокая скорость осаждения приводит к плохой контролируемости однородности и требует тщательной отладки реакционной установки.

Методами CVD наносятся покрытия на основе нитридов, карбидов, оксидов и карбонитридов тугоплавких металлов. Кроме того, с их помощью наносятся покрытия с алмазоподобной структурой. Наибольшее распространение в инструментальном производстве получили следующие соединения, формируемые процессами CVD: TiN, TiC, TiCN, Al₂O₃. Указанные соединения применяются как в качестве однослойных покрытий, так и в качестве отдельных слоев многослойного покрытия. Несмотря на более высокую стоимость твердосплавных пластинок с износостойким покрытием, затраты на обработку единицы продукции при их применении ниже аналогичных затрат при использовании твердосплавных пластин без покрытия благодаря возможности повышения скорости резания и производительности, либо периода стойкости инструмента.

Технологии ХОП получили преимущественное применение при массовом производстве различных типов твердосплавных пластин с покрытием. Максимальную эффективность твердосплавные инструменты с покрытием

ХОП имеют при чистовой и получистой непрерывной обработке заготовок из сталей и чугунов. Для операций тяжелой черновой обработки, прерывистого резания, а также резания труднообрабатываемых материалов эффективность инструмента с покрытием ХОП существенно снижается.

2.2.2. Процессы физического осаждения покрытий (ФОП)

Для всех методов физического осаждения покрытий генерация наносимого вещества осуществляется в результате термического перевода твердого вещества в парообразное (испарением, вакуумной дугой или ионным распылением), а дополнительное повышение средней энергии осаждаемых частиц производится за счет их ионизации, осуществляемой различными способами (наложением тлеющего, дугового или высокочастотного разряда или подмешиванием ионов, получаемых от автономных источников).

Методы физического осаждения покрытий универсальны с точки зрения получения гаммы однослойных и многослойных покрытий практически любого состава, в том числе с алмазоподобной и наноразмерной структурой. Они позволяют реализовывать процессы нанесения покрытий при температурах 500 ... 600 °С, что обеспечивает возможность их применения для быстрорежущих сталей, твердых сплавов и керамики.

Все методы физического осаждения покрытий (вакуумно-плазменные методы) основаны на получении в среде вакуума пара осаждаемого материала в результате воздействия на изготовленный из него катод (мишень) различных источников энергии – мощных высокотемпературных нагревателей, лазерного луча, электронных и ионных пучков, катодных пятен вакуумной дуги, сильноточного импульса и др. [11]. Данные методы позволяют получать пар практически любого твердого вещества, а для синтеза его соединений на поверхности инструмента (например, нитридов, оксидов или карбидов) используются нетоксичные газы, такие как азот, кислород, ацетилен и другие, не представляющие опасности для окружающей среды. Кроме того, как уже было отмечено, при реализации PVD-процессов отсутствует необходимость в нагреве инструмента до высоких рабочих температур. Все отмеченное значительно расширяет диапазон применения PVD-методов и делает их более универсальными по сравнению с CVD.

Все вакуумно-плазменные методы, используемые для нанесения покрытий, можно условно разбить на три самостоятельные группы: ионно-термическое испарение, электродуговое испарение и осаждение распылением.

На рис. 2.3 систематизированы методы физического осаждения покрытий. Необходимо понимать, что представленная классификация является достаточно условной, но в то же время она позволяет разобраться в существующем многообразии PVD-методов и их технологических особенностях.

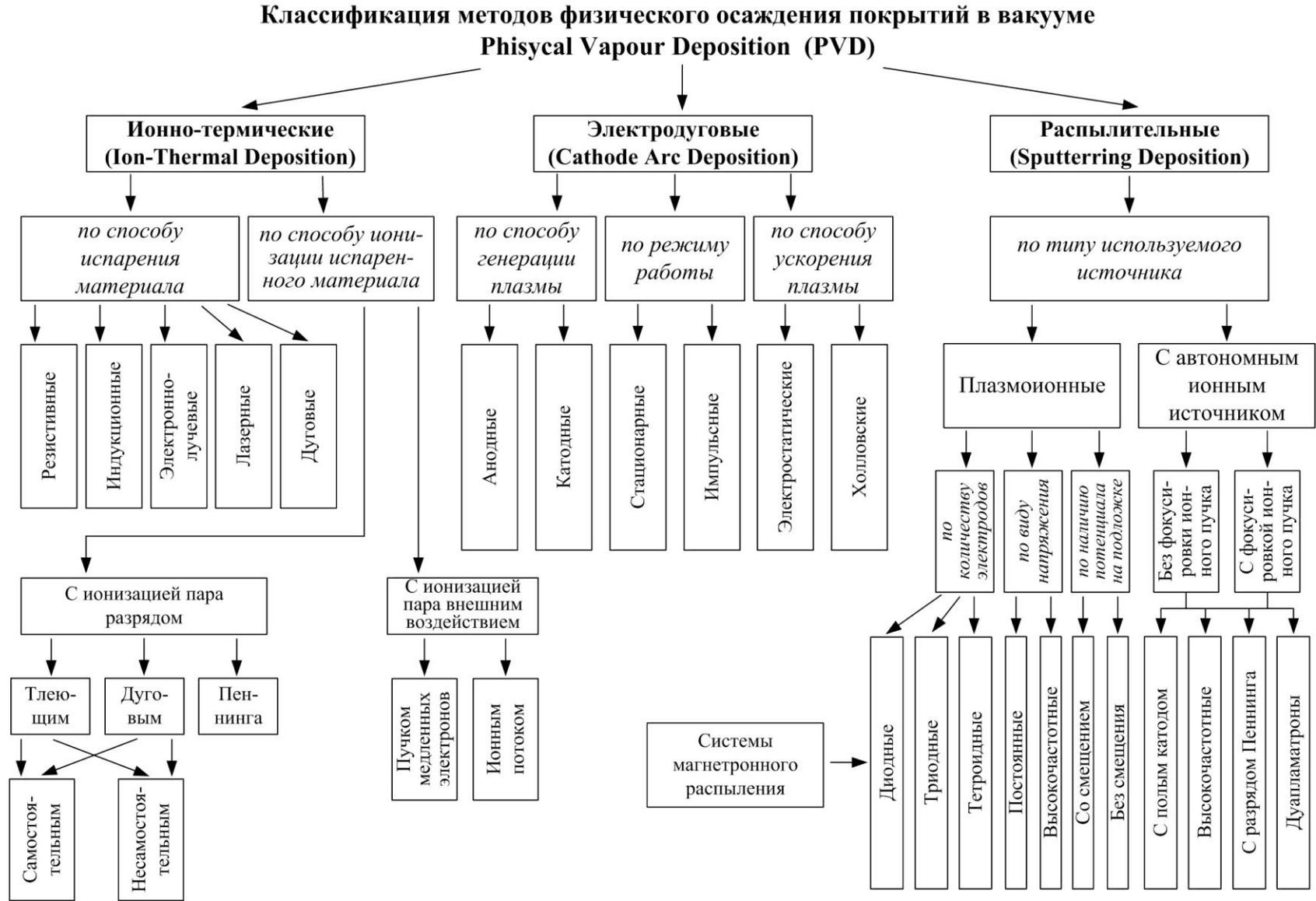


Рис. 2.3. Систематизация методов физического осаждения покрытий на режущий инструмент

Сущность большинства методов первой группы – ионно-термического испарения – заключается в испарении различными способами (резистивным, индукционным, электронно-лучевым, дуговым, лазерным) наносимого материала, ионизации частиц и их ускорении в электрическом и/или магнитном поле по направлению к покрываемой поверхности и, наконец, их конденсации на этой поверхности. Эти методы различаются способами испарения материала и ионизации потока осаждаемого материала, которые могут осуществляться в тлеющем и дуговом самостоятельном или несамостоятельном разрядах, с использованием разряда Пеннинга и др.

Большинство методов электродугового испарения, часто называемого вакуумно-дуговым, основаны на испарении наносимого материала катодными пятнами вакуумной дуги, в которых плотность потока энергии составляет $10^6 \dots 10^7$ Вт/см², ионизации металлического пара и последующей конденсации чистого металла либо его соединения с реакционным газом на рабочих поверхностях режущего инструмента. Для реализации указанных процессов могут использоваться различные комбинации электрических и магнитных полей, способы генерации плазмы (анодный и катодный) и ее ускорения – электростатическое или холловское. Кроме того, вакуумно-дуговое испарение может осуществляться в импульсном или непрерывном режимах (рис. 2.3).

Методы третьей группы основаны на явлении ионного (катодного) распыления твердой мишени. Покрытие образуется в результате конденсации на поверхности обрабатываемого режущего инструмента, главным образом, нейтральных частиц (атомов), выбиваемых из мишени с помощью ее бомбардировки ионами инертного газа. Чаще всего для этой цели используются тлеющие разряды при невысоком давлении.

На рис. 2.4 представлены принципиальные схемы установок, реализующих три наиболее распространенных механизма вакуумно-плазменного осаждения покрытий: электронно-лучевое испарение (а), являющееся представителем ионно-термических методов; электродуговое испарение (б); магнетронное распыление (в), являющееся разновидностью распылительных методов.

На первой из представленных схем перевод твердого вещества в металлический пар осуществляется в результате его испарения в тигле электронным лучом, во втором случае – в результате испарения материала катодным пятном вакуумной дуги, а в третьем – в результате магнетронного распыления материала.

Для процессов ФОП характерна высокая производительность процессов осаждения покрытий, в десятки раз превышающая производительность процессов CVD, что связано с возможностью ускорения высокоионизированного потока ионов путем создания отрицательного потенциала (относительно корпуса камеры) на инструментальной основе или значительного повышения его плотности и гомогенности путем применения ускоряющих магнитных систем (холловских ускорителей).

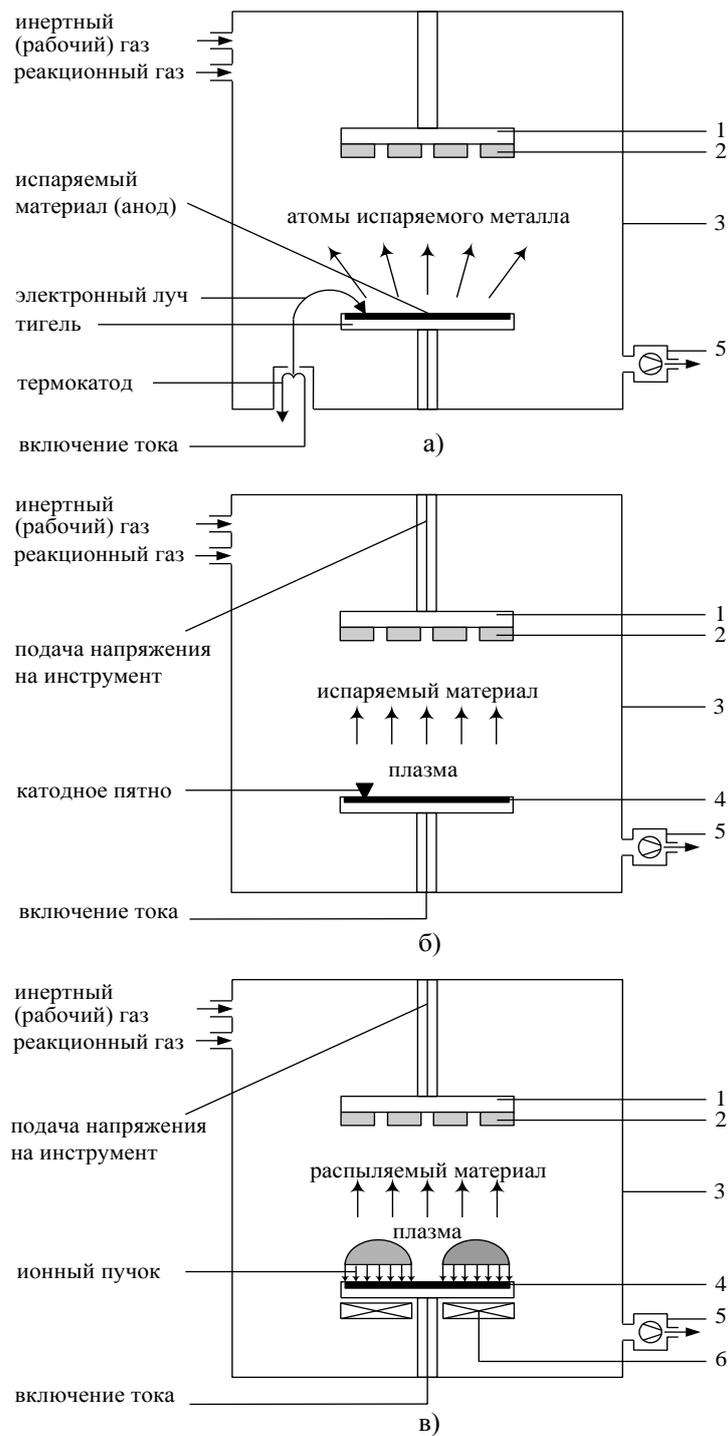


Рис. 2.4. Принципиальные схемы нанесения покрытий на режущие инструменты PVD-методами:

а – электронно-лучевое; б – электродуговое; в – магнетронное: 1 – держатель инструментов; 2 – инструменты; 3 – вакуумная камера; 4 – осаждаемый материал; 5 – вакуумный насос; 6 – магнитная система для магнетронного распыления

Вакумно-дуговые технологии являются экологически чистыми, так как процессы синтеза покрытий осуществляются в вакууме. С учетом их высокой производительности, экономичности, возможности автоматизированного управления процессами синтеза, обеспечения достаточно высокой прочности

сцепления покрытия с инструментальной основой, хорошей воспроизводимости они могут в ряде случаев с успехом заменить технологии ХОП, широко применяемых при производстве инструмента и наиболее сильно загрязняющие окружающую среду.

2.3. Механизмы упрочнения инструментальных материалов

С точки зрения классического металловедения применение любого из методов поверхностной упрочняющей обработки приводит к упрочнению поверхностного слоя режущего инструмента за счет четырех принципиально различных механизмов (либо их комбинаций). Это субструктурное, твердорастворное, поликристаллическое и многофазное упрочнения [18].

Субструктурное упрочнение (упрочнение дислокациями). В чистых металлах увеличение сопротивления изнашиванию и разрушению осуществляется исключительно за счет субструктурного упрочнения. Субструктурное упрочнение достигается при введении в кристаллическую решетку большого числа дефектов – дислокаций при их плотностях, достигающих значений $10^{14} - 10^{15} \text{ м}^{-2}$. Дислокации, скользящие через хаотически расположенные неподвижные дислокации, испытывают со стороны последних сопротивление. Скользящие дислокации могут пересекать неподвижные.

Благодаря упругому взаимодействию и междислокационным реакциям дислокации не сохраняют хаотического расположения, а создают различные субструктуры, отличающиеся определенным порядком в их расположении. Электронно-микроскопическое изображение некоторых типов дислокационных субструктур представлено на рис. 2.5.

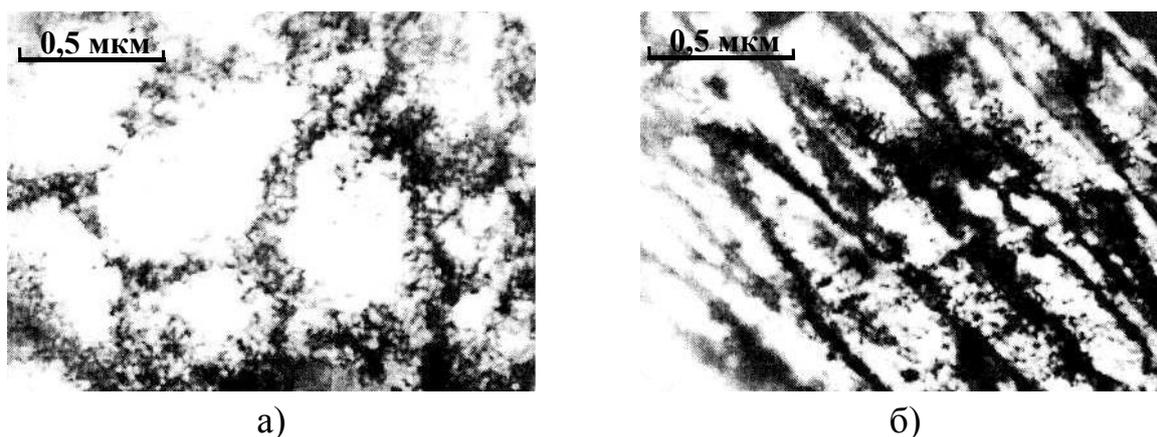


Рис. 2.5. Электронно-микроскопическое изображение некоторых типов дислокационных субструктур:

а – дислокационные ячейки; б – микрополосовая субструктура

Сопротивление движению дислокации через упорядоченное расположение дислокаций (через субструктуру) отличается от сопротивления при движении через их хаотическое распределение. Если в последнем случае оно зависит

только от плотности дислокаций, то при организации субструктуры оно уже зависит от параметров последней. Это явление и называется *субструктурным упрочнением*. Как уже указывалось выше, оно в основном формирует упрочнение чистых металлов.

Твердорастворное упрочнение (упрочнение атомами внедрения или замещения). Твердорастворное упрочнение основано на введении в кристаллическую решетку основного металла элементов замещения или внедрения. Если при введении второго элемента в кристаллическую решетку основного металла его решетка сохраняется, а атомы этого второго элемента замещают часть атомов основного элемента на их законных узлах, то в этом случае образуется твердый раствор замещения. Если же при введении второго элемента атомы его располагаются в междоузлиях кристаллической решетки основного металла и она также сохраняется, то имеют дело с твердым раствором внедрения. При взаимодействии атомов замещения или внедрения с атомами основного металла, во-первых, может образоваться определенный порядок в расположении атомов (ближний или дальний), и, во-вторых, кристаллическая решетка основного металла искажается вследствие различного размера атомов, образующих твердый раствор. Особенно большие искажения возникают при образовании твердых растворов внедрения (например, атомы углерода или азота в сплавах железа). В процессе пластической деформации дислокации при своем движении разрушают ближний порядок в сплаве и преодолевают искажения кристаллической решетки. Это повышает работу сопротивления материала изнашиванию и хрупкому разрушению. Твердорастворное упрочнение является одним из наиболее распространенных механизмов упрочнения сталей, широко используемым в технике.

Поликристаллическое упрочнение (упрочнение границами зерен). Большинство используемых на практике материалов – поликристаллы.

Поликристаллическое тело (рис. 2.6) состоит из областей (зерен), каждая из которых представляет собой монокристалл, но эти отдельные монокристаллы повернуты друг относительно друга на некоторый угол (десятки градусов). Границы, разделяющие зерна, называются *границами зерен*. Наличие границ зерен в поликристалле приводит к его дополнительному упрочнению по сравнению с монокристаллом. С уменьшением среднего размера зерна сопротивление деформированию в большинстве случаев существенно возрастает.

Как известно, ультрамелкозернистые материалы, в частности твердые сплавы, значительно лучше сопротивляются нагрузкам, возникающим в процессе эксплуатации режущего инструмента. Это является следствием того, что мелкие зерна в своих границах накапливают большую избыточную энергию. Для ограничения их роста при повышенных температурах границы зерен закрепляют малорастворимыми частицами вторых фаз. Они препятствуют миграции (движению) границ и тем самым росту зерен. Эффективность закрепления границ зерен определяется размером частиц и объемной долей частиц второй фазы.

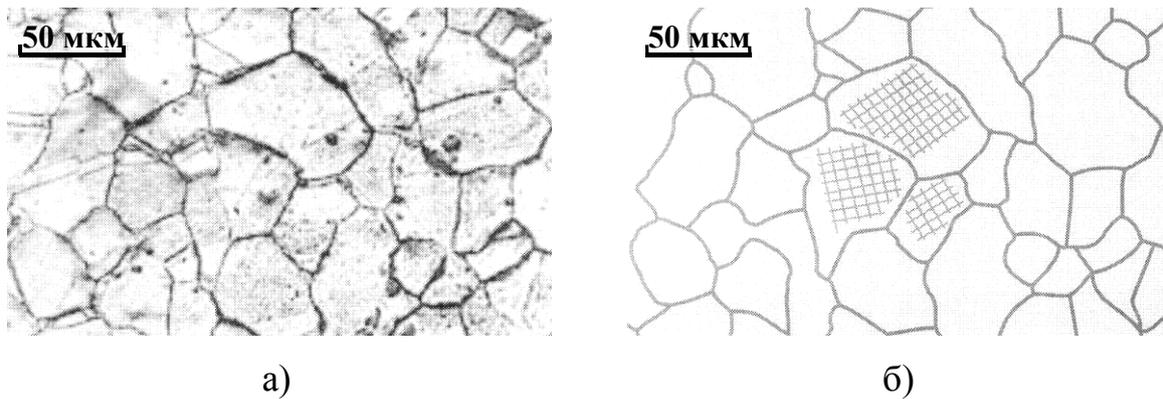


Рис. 2.6. Поликристаллический материал:
 а – наблюдение зерен на поверхности материала в металлографическом микроскопе,
 б – схематическое изображение этой картины (штриховка – обозначение кристаллических решеток в зернах)

Многофазное упрочнение (упрочнение дисперсными частицами). Многофазное упрочнение заключается чаще всего в образовании мелких выделений второй фазы в матрице основного металла или сплава. Эти выделения могут иметь ту же самую или иную кристаллическую решетку, создавать поля напряжений, быть перерезаемыми или непроходимыми для дислокаций. В любом случае они создают дополнительные препятствия для движения дислокаций и могут значительно повышать сопротивление изнашиванию и хрупкому разрушению материала.

На рис. 2.7 можно наблюдать частицы второй фазы в алюминиевом сплаве, где также хорошо прослеживаются дислокации в виде темных линий.

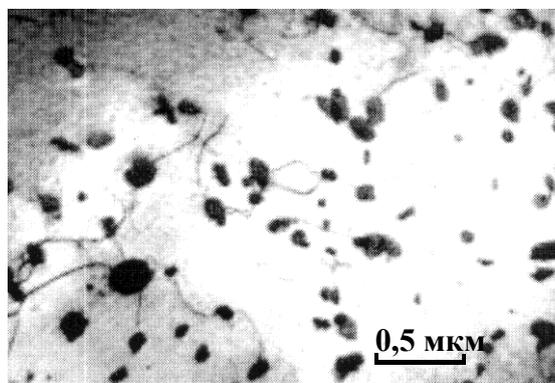


Рис. 2.7. Частицы второй фазы в алюминиевом сплаве, полученные электронной микроскопией

В отличие от твердорастворного, субструктурного и поликристаллического многофазное упрочнение может серьезно снизить пластичность материала, что часто является существенной проблемой для практического использования таких материалов.

2.4. Механизмы упрочнения материала износостойкого покрытия

Одним из наиболее эффективных методов направленного формирования свойств ионно-плазменных покрытий для повышения работоспособности инструмента является упрочнение материала покрытия путем использования твердого раствора дополнительных (легирующих) элементов, применения наноструктурированной супермногослойной архитектуры. Для эффективного упрочнения покрытия путем твердорастворного упрочнения необходимо использование элементов с неограниченной или высокой растворимостью.

Степень упрочнения твердого раствора для варианта полного растворения упрочняющего элемента можно оценить выражением [8]:

$$\Delta\sigma = \sigma_a^{3/4} \times C, \quad (2.1)$$

где $\sigma_a = (1/a) \times (da/dC)$ – параметр линейной несовместимости, Па; a – период решетки, м; C – концентрация растворимых атомов, % масс. (или % ат.).

Причем при одинаковой концентрации C степень упрочнения выше в случае, когда размеры растворенного атома меньше атома растворителя, чем при обратном соотношении размеров [13].

По теории Флейшера [8], кроме несоответствия по размерам учитывается и несоответствие по модулям упругости элементов $\sigma_a \approx \frac{1}{c} \times \frac{dc}{da}$, но обычно его вклад в величину $\Delta\sigma$ невелик [43].

В случае образования химсоединения степень упрочнения будет зависеть как от прочности интерметаллида, так и от концентрации примесей (например, для сплава Ti + 4% Al $\sigma_B = 680$ МПа, а для Ti + 5% Al $\sigma_B = 820$ МПа [4]). Данный механизм (образование интерметаллидов) можно рассматривать как достаточно перспективный для упрочнения износостойких покрытий, так как интерметаллиды обладают очень высокой твердостью, и, что немаловажно, являются хорошим барьером для протекания диффузионных процессов [17], что должно способствовать повышению эффективности режущего инструмента с покрытиями.

Обычно прочность материала оценивается уровнем предела текучести. Однако при анализе механизма упрочнения необходимо оценивать не только зависимость «предел текучести – микроструктура», но и зависимость «вязкость разрушения – микроструктура» [8]. В этой связи оценка результатов влияния структуры на работоспособность инструмента с покрытием следует оценивать исходя из сбалансированности величин предела текучести σ_T и коэффициента K_{1C} , характеризующего вязкость разрушения (трещиностойкость).

В соответствии с дислокационной теорией пластической деформации и разрушения предел текучести σ_T и вязкость разрушения K_{1C} являются функцией следующих параметров [38, 39]:

$$\sigma_T, K_{1C} = f(\sigma_n, \sigma_d, \sigma_p, \sigma_\phi, \sigma_\psi), \quad (2.2)$$

где σ_n – напряжние Пайерсла-Набарро (напряжение трения кристаллической решетки); σ_d – упрочнение увеличением числа дефектов решетки (вакансий, дислокаций); σ_p – упрочнение растворенными атомами; σ_ϕ – упрочнение дисперсионными фазами, имеющимися или специально созданными в структуре покрытия; σ_z – упрочнение микроструктурными барьерами на пути движения дислокаций в виде границ зерен, границ двух фаз, узких прослоек второй фазы.

Краткий анализ выражений (2.1) и (2.2) позволяет отметить следующее. Повышение напряжения трения решетки матрицы σ_n может привести к росту σ_T , однако одновременно резко снижается критическое напряжение разрушения. Напряжение σ_n сильно зависит от типа связи и увеличивается с усилением доли ковалентности в межатомной связи. Торможение дислокаций рельефом Пайерсла более эффективно при снижении температуры, что необходимо учитывать при оценке влияния параметра σ_n на прочность покрытий. Покрытия, получаемые физическим осаждением при использовании вакуумно-дуговых процессов, имеют число дислокаций, близкое к критическому ($\sim 10^{16} \text{ м}^{-2}$), поэтому упрочнение σ_d , связанное с увеличением их числа, практически неосуществимо.

Упрочнение микроструктурными барьерами (границы зерен, раздел двух фаз, прослойки второй фазы) также может быть перспективным методом создания высокопрочного состояния материала износостойкого покрытия. В работе [15] показано, что резервом значительного повышения прочности пленок является уменьшение их толщины. Это позволяет создавать пленочные композиции микроскопических размеров, состоящих из тонких поликристаллических пленок с прочностью, не достижимой для массивных материалов. Как показывают структурные исследования, проведенные в работе [15], основной причиной такого характера зависимости является то, что при уменьшении величины h , начиная с некоторых толщин, наблюдается существенное измельчение кристаллов, приводящее к упрочнению конденсата.

Упрочнение микроструктурными барьерами может реализовываться при создании микрослоистых материалов. Этому способствуют протекающие при нанесении покрытия процессы испарения (распыления) и конденсации, которые открывают практически неограниченные возможности в конструировании микрослойных материалов.

Варьируя толщиной чередующихся микрослоев, можно в широких пределах регулировать механические свойства таких материалов.

Предел текучести микрослойных материалов можно выразить соотношением:

$$\delta_m = \delta_{0n} + \frac{\alpha G_n b_n}{d} f, \quad (2.3)$$

где δ_{0n} , G_n , b_n – соответственно предел текучести, модуль сдвига и вектор Бюргерса кристаллической решетки материала несущего слоя;

d , f – соответственно средний размер и объемная доля частиц второй фазы; α – коэффициент, слабо зависящий от природы и формы дисперсных частиц.

Соответствующим выбором материалов чередующихся микрослоев можно изменять другие физико-химические свойства микрослойных материалов, например, теплопроводность, температурный коэффициент линейного расширения, твердость, прочность.

Упрочнение растворенными атомами σ_p при формировании износостойких покрытий является основным механизмом изменения физико-механических свойств, так как покрытия конструируются на базе концентрированных твердых растворов или химических соединений. Изменяя состав твердого раствора, можно оптимизировать его физико-механические характеристики за счет изменения типа химической связи. Кроме того, примесные атомы сильно снижают подвижность дислокаций и повышают стабильность дислокационной структуры (т. е. замедляют протекание процессов возврата и рекристаллизации) и, следовательно, могут обеспечить стабильность структуры конденсата, т. е. предотвращать или замедлять процессы старения [26].

Модифицирование твердых растворов за счет легирования материала покрытия технологически осуществимо по двум механизмам:

- образование раствора замещения в подрешетке металлоида. Процесс осуществляется за счет направленного изменения состава газовой среды в камере и наличия остаточных газов в камере. В этом случае образовывается соединение по типу MeX_1X_2 ;

- образование раствора замещения в подрешетке металла. Процесс осуществляется за счет направленного «подпыления» (легирования) различных элементов. В этом случае образовывается соединение по типу Me_1Me_2X . Возможно также одновременное протекание обоих механизмов с образованием сложных соединений.

В соединениях по первому типу введение второго металлоида меняет и число электронов на атом, усиливая ковалентную связь, и отклонение от стехиометрии. Внедрение в подрешетку металлоида X_1 другого металлоида X_2 приводит к искажениям кристаллической решетки из-за большей силы связи X_1-X_2 . Изменяя объем и жесткость связей, металлоид X_2 участвует в более сильном закреплении дислокаций на примесных атомах.

Твердорастворное упрочнение материала покрытия по второму механизму имеет значительно более широкие возможности. Все легирующие элементы в этом случае подразделяются на две большие группы: элементы, образующие соединения с неограниченной растворимостью, и элементы, образующие соединения с ограниченной растворимостью или не взаимодействующие между собой.

При легировании твердого раствора TiN к элементам первой группы относят Zr, Mo, Cr, V, Ta, Nb, Hf, которые, как и TiN, образуют нитриды с ГЦК решеткой и обладают высокой твердостью и износостойкостью. В силу их взаимной неограниченной растворимости в TiN состав сложно-композиционного покрытия на его основе можно изменять в широких пределах, формируя необходимые свойства.

Среди нитридообразующих элементов второй группы выделяют Al, Fe, Si, В. Ограниченная взаимная растворимость нитридов, а также возможность формирования тройных соединений на основе этих элементов позволяет прогнозировать возможность действия механизма дисперсионного упрочнения в покрытии TiN, кроме механизма твердорастворного упрочнения. Элементы второй группы являются относительно дешевыми и распространенными материалами. Легирующий элемент Me_2 взаимодействует как с металлом, так и с металлоидом. При этом действие различных механизмов упрочнения в разной степени влияет на формирование свойств покрытия. Из многих воздействий легирующего элемента на металлоид наиболее явное – изменение термодинамической активности примеси X. Ближний порядок «замещение-внедрение» дает такой тип препятствий, как пары Me_2-X . В зависимости от поля смещений пара Me_2-X как препятствие может оказаться сильнее одиночного атома внедрения. Поэтому упрочнение материала покрытия легированием по второму механизму влияет на величину силы Пайерлса. Это проявляется в увеличении внутреннего трения и, следовательно, предела текучести растворов типа Me_1Me_2X , причем с повышением температуры это изменение проявляется более отчетливо.

Известно, что первопричиной разрушения материалов, имеющих стандартную структуру с размерами зерен свыше $d > 1$ мкм, является формирование трещин, возникающих вследствие концентрации дислокаций у различных дефектов [8]. В наноструктурированных материалах с размерами зерен менее $d < 80 \dots 100$ нм преобладающей причиной разрушения являются процессы на межзеренных границах, что связано с меньшим или сравнимым количеством атомов в зернах по сравнению с их количеством на их границах [31, 32].

Упрочненные межзеренные границы трансформируют взаимодействие между зернами, так как тормозится движение и генерация дислокаций, а также движение трещин. Дислокации в наноразмерных зернах практически не возникают из-за полного торможения на границах зерен, а сами границы начинают выполнять решающую роль в деформировании и разрушению материала. Появляется возможность формирования уникальных свойств у нанокристаллических материалов, а при размерах зерен с $d < 5 \dots 10$ нм можно прогнозировать создание субатомных нанокристаллических структур и соответствующих направленных изменений свойств материалов [31, 32].

Особые свойства наноструктурированных покрытий можно уяснить, используя зависимость Холла – Печа, которая устанавливает связь между пределом текучести σ_T и размером зерна d

$$\sigma_T = \sigma_0 + k/(d)^{1/2}. \quad (2.4)$$

Зависимость (2.4), сформулированная вначале экспериментально, следует также из дислокационной теории ползучести. Границы зерен являются стопором для дислокаций. Из зависимости (2.4) следует, что прочность

материалов растет с уменьшением размера зерен, а при уменьшении их размера от 1 мм до 100 нм твердость возрастает в 100 раз. С другой стороны, при уменьшении размера зерен d растет скорость зернограничной ползучести [20]:

$$d\varepsilon/dt = (\sigma/d^3) \times Q_{Coble} \times \exp(-Q_{Coble}/T), \quad (2.5)$$

где $d\varepsilon/dt$ – скорость деформации; σ – приложенное напряжение; Q_{Coble} – энергия активации зерно граничной ползучести; T – температура.

В соответствии с (2.4) и (2.5) при очень малых размерах зерен материал становится пластичным. Это накладывает определенные ограничения на уменьшение размера зерен с целью достижения максимальной твердости. Согласно положениям работы [25], граничная ползучесть начинает преобладать над дислокационной ползучестью при размерах зерен меньше 10 – 15 нм, а это означает, что увеличение твердости материала возможно при предельном уменьшении размеров зерна до этих величин. Таким образом, при использовании материалов с нанозерновой структурой в качестве покрытий для режущего инструмента можно уверенно прогнозировать сбалансированное сочетание высокой твердости, гарантирующее повышенную износостойкость покрытия в сочетании с достаточной высокой вязкостью разрушения и сопротивляемостью усталостному разрушению. При этом следует учитывать, что для покрытий из соединений тугоплавких металлов с высокой твердостью и достаточно большой хрупкостью одни и те же механизмы могут привести как к повышению вязкости и прочности, (материалы с плотноупакованными кубическими решетками), так и ее снижению (материалы с гексагональными решетками).

Упрочнение микроструктурными барьерами может реализовываться при создании нанослоистых материалов. Этому способствуют протекающие при нанесении покрытия процессы испарения (распыления) и конденсации, которые открывают практически неограниченные возможности в конструировании наноструктурированных покрытий, особенно при ассистировании (бомбардировке) осаждаемого на субстрат конденсата высокоэнергетическими металлическими или газовыми ионами. Варьируя толщиной чередующихся нанослоев, можно в широких пределах регулировать механические свойства таких материалов. Нанослоистость структуры покрытий можно обеспечить также при варьировании скорости планетарного перемещения режущего инструмента и периодического прохождения его относительно испарителей в вакуумной камере установки для нанесения покрытий с дуговыми или магнетронными источниками плазмы. В этой связи наиболее перспективным направлением повышения свойств композиции «покрытие-инструментальная основа» является создание в структуре материала дисперсионных упрочняющих фаз (параметр σ_{ϕ}) и условий формирования зерен нанодисперсного размера в многофазной структуре материала покрытия (параметр σ_3) (см. выражение 2.2).

В случае конденсированных пленок примесные атомы могут попадать в покрытие вследствие наличия остаточных газов в камере, адсорбированных атомов и т. д. Известно, что с повышением давления остаточных газов вакуума, при конденсации прочностные характеристики пленок, в частности микротвердость, возрастают [15, 26, 38]. Отношение числа молекул остаточных газов N' и испаряемого вещества N , попадающих на единицу площади подложки в единицу времени, находятся в определенной зависимости от физических параметров процесса – температуры конденсации T_K и скорости осаждения V_K [15]:

$$\frac{N'}{N} = \frac{A}{\sqrt{T_K}}, \quad (2.6)$$

где A – константа, зависящая от молекулярной массы испаряемого вещества (для данного сорта атомов примеси), давления остаточного газа и плотности покрытия.

При нанесении покрытий методом КИБ (метод конденсации вещества в вакууме с ионной бомбардировкой) зависимость скорости роста покрытия от температуры может быть представлена в виде [27]:

$$V_K = V_0 - k \times T_K, \quad (2.7)$$

где величины V_0 и k определяются сортом распыляемых атомов и схемой распыления.

С учетом (2.7) выражение (2.6) можно привести к виду:

$$\frac{N'}{N} = \frac{A}{(V_0 - k \times T_K) \sqrt{T_K}}. \quad (2.8)$$

Из полученного выражения видно, что температурная зависимость дефектности покрытия $D_1 = N'/N$, обусловленная наличием атомов остаточных газов, немонотонна, и существует температура «минимальной дефектности» $T = V_0 / (3 \times k)$, определяемая из условия $d(N'/N)/(d \times T_K) = 0$. Таким образом, из приведенных рассуждений понятно, что основным технологическим параметром, от которого зависит степень упрочнения покрытия за счет остаточных газов вакуума (дефектность D_1), является температура конденсации T_K . В то же время величина T_K определяет и неравновесное содержание вакансий, «замурованных» в конденсате (дефектность D_2), наличие которых также приводит к упрочнению материала покрытия [38]. Причем число вакансий резко растет как с понижением температуры, так и с увеличением скорости конденсации, что, как отмечено выше, для метода КИБ наблюдается также с уменьшением температуры конденсации. На рис. 2.8 показан характер изменения степени дефектности покрытия от температуры конденсации. При построении общей зависимости дефектности покрытия от температуры следует учитывать тот факт, что уменьшение температуры конденсации может

приводить к измельчению субструктуры конденсата и повышению в нем плотности дислокаций [38], т. е. к увеличению дефектности покрытия D_3 . При $T_K < T_{min}$ суммарная дефектность D_4 резко растет с уменьшением T_K ; при $T_K > T_{min}$ ход зависимости зависит от соотношения $d(D_1)/dT$ и $d(D_2)/dT$ и, в общем случае, может как возрастать, так и убывать.

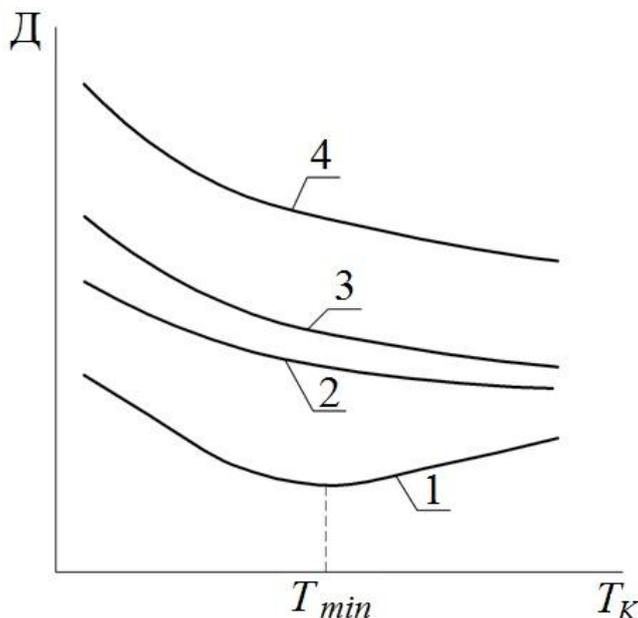


Рис. 2.8. Гипотетические зависимости дефектности покрытия D от температуры конденсации T_K : 1 – за счет примесных атомов остаточных газов D_1 ; 2 – за счет роста числа вакансий D_2 ; 3 – за счет измельчения микроструктуры и роста плотности дислокаций D_3 ; 4 – суммарная дефектность D_4

Таким образом, снижение температуры конденсации приводит к увеличению дефектности конденсата и повышению его механических свойств. Отсюда следует ожидать существенного повышения твердости, износостойкости материала покрытия за счет формирования его при снижении температуры конденсации.

Нанесение покрытий методом КИБ осуществляется при подаче в вакуумную камеру установки реакционного газа: азота, метана, ацетилена. Изменение газовой среды оказывает влияние на свойства покрытий, в частности на их микротвердость [7, 40]. Изменение микротвердости покрытий при этом может быть связано с электронной структурой материала покрытия, так как твердость и прочность в первую очередь определяются структурой материалов. В то же время наблюдаемое уменьшение зерна промежуточных составов покрытия по сравнению с исходным твердым раствором позволяет сделать предположение, что изменение газовой среды, например, добавление углеродсодержащего газа (ацетилена) при конденсации покрытий на основе карбонитридов аналогично действию легирующих компонентов в покрытии сложного состава и вызывает твердорастворное упрочнение материала покрытия.

Анализ технологических условий метода КИБ показывает, что повышение свойств материала износостойкого покрытия за счет твердорастворного упрочнения может быть осуществлено путем изменения состава покрытия при его легировании, изменении состава газовой среды при конденсации покрытий на основе карбонитридов и за счет остаточных газов вакуума при варьировании температурой конденсации покрытия. Кроме того, возможен механизм упрочнения материала покрытия микроструктурными барьерами при создании слоистости структуры покрытия без изменения или с изменением его состава [36].

Глава 3. ВЛИЯНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Технологические особенности методов нанесения износостойких покрытий оказывают влияние на свойства инструментального материала. При использовании методов ХОП наибольшее влияние на свойства инструментального материала оказывают процессы диффузионного взаимодействия покрытия и твердого сплава, а также тепловое воздействие на структуру сплава в целом. В результате при осаждении покрытия на твердый сплав изменяются не только его поверхностные свойства (микротвердость, стойкость к высокотемпературной коррозии и окислению, сопротивляемость микроразрушению и т. д.), но и свойства, которые проявляются в объеме всего материала (ударная вязкость, прочность, микроползучесть и т. д.).

Иначе проявляются механизмы воздействия на свойства инструментальных материалов при использовании методов ФОП. Для них характерно значительное воздействие осажденного покрытия на тонкие поверхностные структуры инструментального материала, их микрорельеф, макро- и микродефекты. Слабое диффузионное взаимодействие покрытий, получаемых методами ФОП, и инструментальной основы является главной причиной снижения прочности их адгезии по сравнению с прочностью адгезии при использовании методов ХОП. В то же время у инструментальных материалов с покрытием, нанесенным методами ФОП, заметно снижаются вероятность разупрочнения, так как снижается уровень теплового воздействия, и интенсивность диффузионных процессов.

Изменение свойств инструментального материала после нанесения покрытий приводит к существенному изменению эксплуатационных характеристик режущего инструмента и к увеличению его работоспособности. Например, при большой микротвердости и теплостойкости, увеличении стойкости против окисления наблюдается рост износостойкости контактных площадок режущего инструмента. Стабилизация прочностных свойств инструментального материала, рост сопротивляемости контактных площадок макро-и микроразрушению в условиях действия относительно высоких напряжений и температур, особенно если они имеют переменный характер, приводит к улучшению режущих свойств инструмента и увеличению его эксплуатационной надежности.

Следовательно, существует взаимосвязь между изменением основных свойств инструментального материала при нанесении покрытий и характером протекания контактных процессов при резании и эксплуатационными характеристиками режущего инструмента.

Взаимосвязь между свойствами инструментального материала после нанесения покрытий, контактными характеристиками процесса резания и эксплуатационными характеристиками режущего инструмента показана на рис. 3.1.

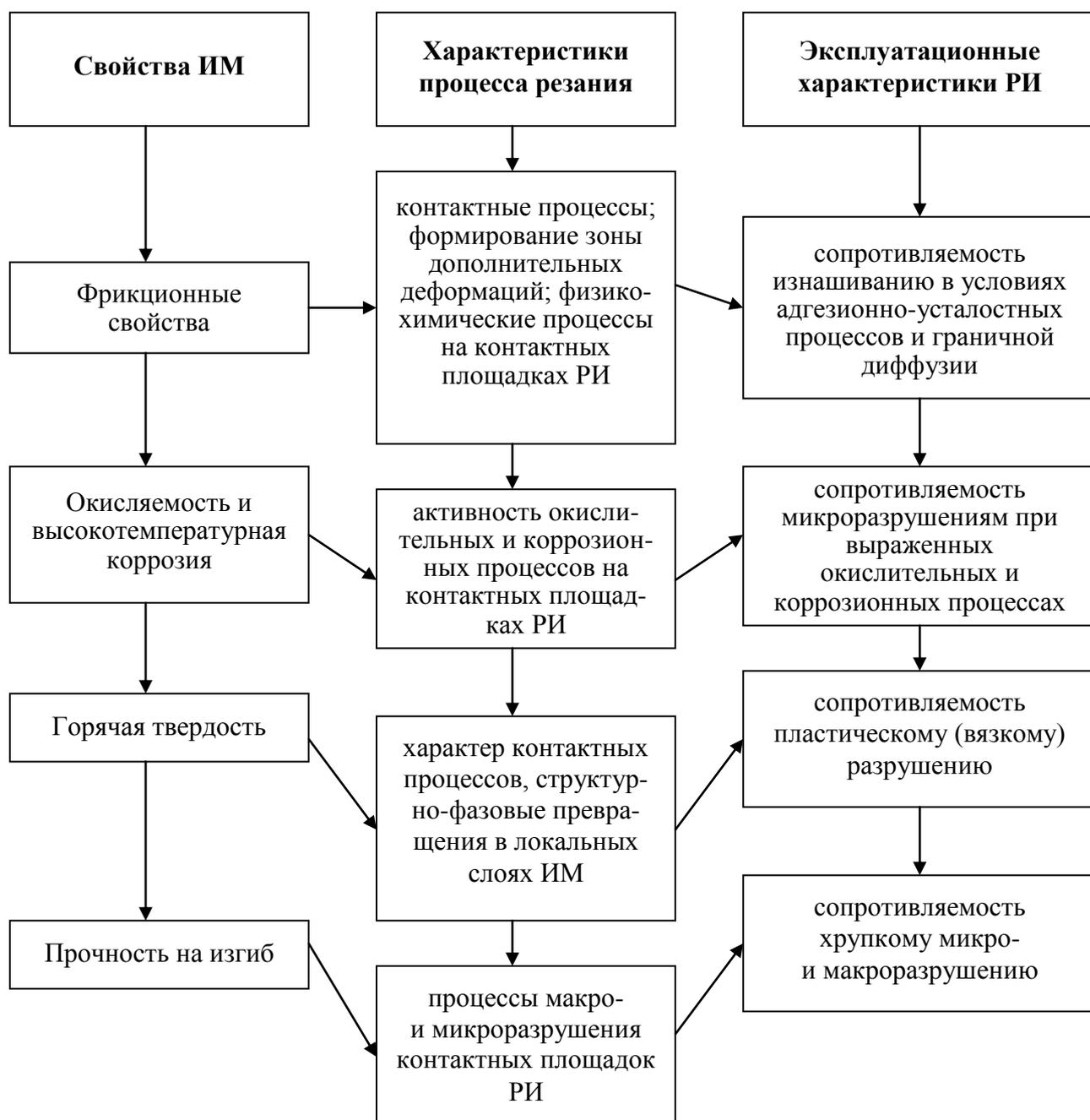


Рис. 3.1. Взаимосвязь между свойствами инструментального материала с покрытиями, характеристиками процесса резания и эксплуатационными характеристиками режущего инструмента

3.1. Фрикционные свойства инструментальных материалов с покрытиями

Трение на контактных площадках передней и задней поверхностей инструмента является чрезвычайно сложным, стохастичным процессом, который во многом определяется кристаллохимическим строением материалов пары трения.

Известно, что интенсивность схватывания резко возрастает при трении металлов, имеющих аналогичное строение кристаллов. Например, для пары одноименных металлов с простой кубической решеткой сила трения возрастает и снижается при трении металлов с разным строением кристаллической решетки или металлов, имеющих гексагональную кристаллическую структуру.

Согласно гипотезе, выдвинутой А. П. Семеновым, для возникновения схватывания между металлами кроме контакта чистых поверхностей металла необходимо достижение поверхностными атомами определенного для данного металла энергетического состояния (энергетический порог схватывания). При температуре, меньшей температурного порога рекристаллизации, схватывание является единственным механизмом получения прочного соединения между поверхностями, находящимися в контакте. При температуре большей порога рекристаллизации процесс схватывания сопровождается диффузией, роль которой усиливается с повышением температуры и длительности контакта под давлением.

С учетом идентичности законов трения и адгезии наиболее простым и надежным параметром оценки склонности к схватыванию инструментального и обрабатываемого материалов является кинетическая сила трения F_k . Методика определения силы F_k подробно рассмотрена в работе [6]. Принципиальная модель трения [6], принятая при конструировании установки для исследования схватывания инструментального и обрабатываемого материалов, приведена на рис. 3.2 и может быть записана в виде функции

$$F_k = f(T_0, P_{ст}, k_{о.м.}, k_{и.м.}), \quad (3.1)$$

где F_k – кинетическая сила трения; T_0 – температура принудительного нагрева образца; $P_{ст}$ – приложенная статическая нагрузка; $k_{о.м.}$ – коэффициент, учитывающий свойства обрабатываемого материала; $k_{и.м.}$ – коэффициент, учитывающий свойства инструментального материала.

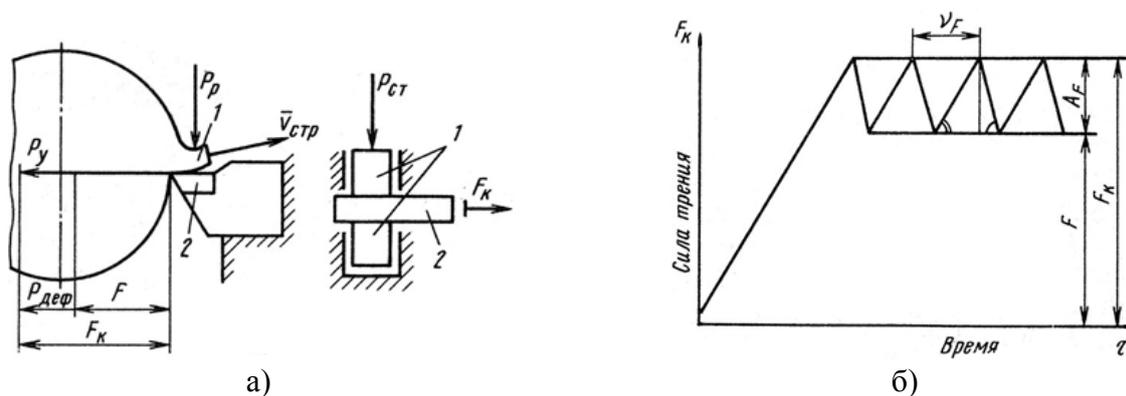


Рис. 3.2. Модель процесса при резании (а) и осциллограмма (б) процесса схватывания между обрабатываемым 1 и инструментальным 2 материалами:

P_y – радиальная составляющая силы резания; P_p – сила резания; $V_{стр}$ – вектор скорости перемещения стружки; $P_{ст}$ – нормальная нагрузка;

F_k – кинетическая сила трения; $P_{деф}$ – сила деформации; F – сила трения;

ν_f, A_f – соответственно частота колебаний и амплитуда кинетической силы трения

Нанесение покрытий приводит к существенному изменению фрикционных свойств инструментального материала. Статистическое значение силы трения F_K (рис. 3.3), амплитуда A_F и частота ν_F ее колебаний (рис. 3.4) определяются составом и свойствами покрытия и практически не зависят от типа и свойств инструментального материала. В частности, значения параметров F_K , A_F , ν_F определяются не только составом покрытия, но и его структурой, микрорельефом поверхности. Например, для образцов ВК6 с покрытиями TiC ДТ (метод термодиффузионного насыщения), имеющих большую шероховатость и дефектность кристаллического строения, по сравнению с аналогичными покрытиями TiC ГТ (газотермический метод) характерны максимальные значения параметров F_K , A_F , ν_F (рис. 3.3, 3.4). Существенное снижение характеристик трения обеспечивают образцы с покрытиями, нанесенными методом КИБ, которые имеют поверхностную структуру сглаженных, плотноупакованных кристаллов.

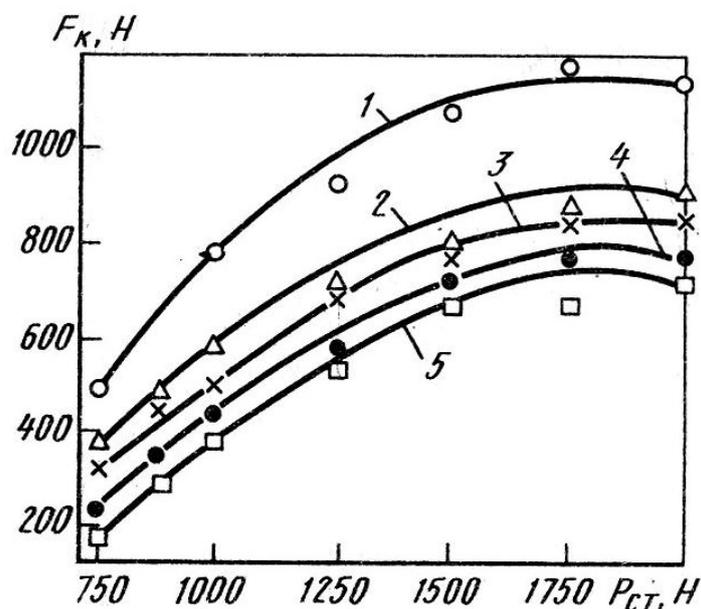


Рис. 3.3. Влияние нормальной нагрузки $P_{ст}$ на кинетическую силу F_K при трении образцов из сплава ВК6 с различными покрытиями по стали 45 ($t = \text{const} = 500 \text{ } ^\circ\text{C}$):
 1 – ВК6; 2 – ВК6-TiC ДТ; 3 – ВК6-TiC ГТ; 4 – ВК6-TiN КИБ; 5 – ВК6-MoN КИБ

С ростом нагрузки $P_{ст}$ наблюдается интенсивный рост силы трения F_K для образцов с покрытием и без покрытия. По мере увеличения силы $P_{ст}$ интенсивность роста F_K снижается (рис. 3.3), что связано со стабилизацией роста фактической площади контакта по мере увеличения $P_{ст}$. Одновременно с ростом площади контакта падает контактное напряжение, что стабилизирует процесс «прироста» фактической площади контакта по мере увеличения нагрузки $P_{ст}$.

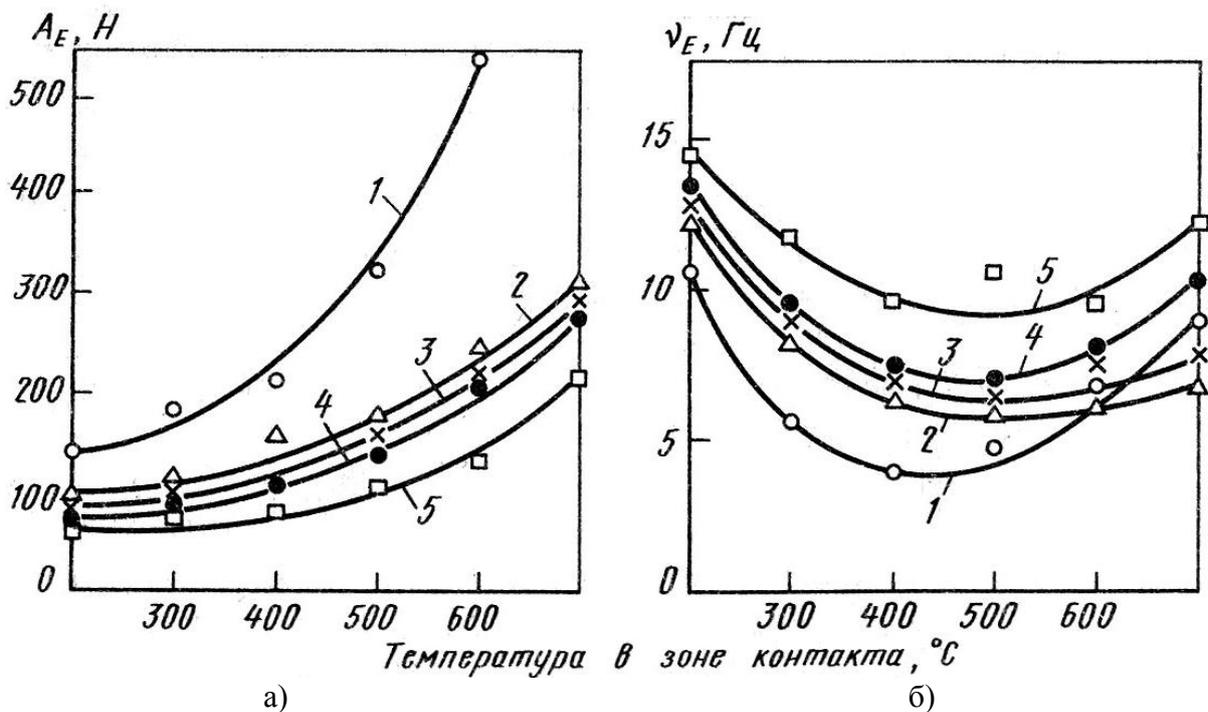


Рис. 3.4. Влияние температуры на амплитуду АF (а) и частоту колебаний νF (б) силы трения F_k :

1 – ВК6; 2 – ВК6-TiC ДТ; 3 – ВК6-TiC ГТ; 4 – ВК6-TiN КИБ; 5 – ВК6-MoN КИБ

Зависимость кинетической силы трения от температуры носит экстремальный характер при трении образцов из инструментальных материалов с покрытием по конструкционным сталям, что можно интерпретировать следующим образом. Интенсивность схватывания определяется числом активных центров, образующихся на единице площади контакта, и фактической площадью контакта, которая зависит от размера микронеровностей, модуля упругости контактируемых пар трения, нормального напряжения, энергии термической активации, частоты собственных колебаний валентных атомов и т. д.

С ростом температуры увеличивается частота собственных колебаний валентных атомов, растет пластичность материала и снижается его сопротивляемость пластическому деформированию, что приводит к увеличению активных центров и площади фактического контакта. Кроме того, рост температуры инициирует процессы разрушения адсорбционных пленок, что способствует образованию химически чистых («ювенильных») поверхностей. Это является необходимым условием схватывания. Описанные процессы увеличивают интенсивность процесса трения с ростом температуры. Однако дальнейшее увеличение температуры приводит как к разупрочнению «узлов» схватывания, так и сильному окислению трущихся поверхностей. Это вызывает снижение силы трения при дальнейшем росте температуры.

По амплитуде A_F можно судить о склонности к схватыванию инструментального и обрабатываемого материалов. Как видно из рис. 3.4, с ростом температуры величина A_F увеличивается, а частота колебаний

снижается. Для инструментального материала с покрытиями интенсивность роста амплитуды существенно меньше, чем без покрытия. При этом с ростом амплитуды наблюдается значительное снижение частоты колебаний. Это свидетельствует о сильном влиянии свойств покрытий на склонность к схватыванию инструментального и обрабатываемого материалов.

Изменение состава покрытий сложных типов позволяет в значительных пределах варьировать кинетическую силу трения и, таким образом, регулировать фрикционные свойства инструментального материала. Например, изменение состава покрытия (Ti,Cr)N (рис. 3.5) приводит к интенсивному изменению силы F_K при трении образца по труднообрабатываемым сплавам ХН77ТЮР и ВТ20. Минимальное значение силы F_K обеспечивают образцы ВК6 с покрытием (Ti,Cr)N с содержанием 20 ... 25% (по массе) нитридов хрома при трении по сплаву ХН77ТЮР и с 70 ... 75% (по массе) нитридов хрома при трении по сплаву ВТ20.

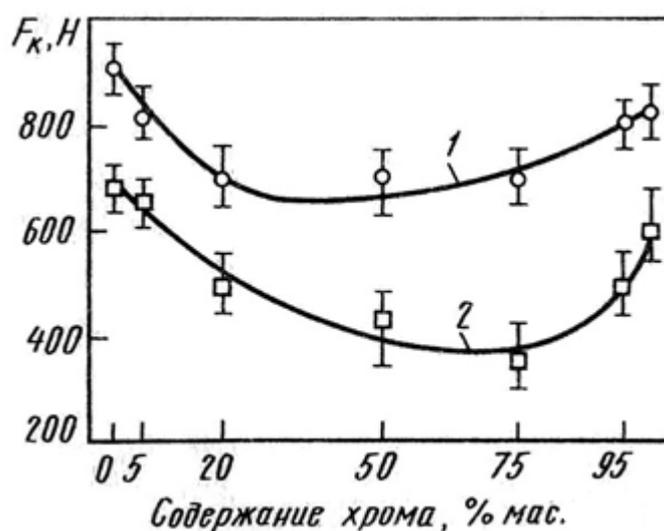


Рис. 3.5. Влияние содержания хрома в многоэлементном покрытии (Ti,Cr)N на кинетическую силу трения F_k :
1 – для сплава ХН77ТЮР; 2 – для сплава ВТ20

3.2. Окисляемость инструментальных материалов с покрытиями

Сопrotивляемость инструментального материала высокотемпературному окислению и коррозии в значительной мере влияет на работоспособность инструмента, особенно в условиях формирования дискретных стружек и прерывистого резания, резко усиливающих вероятность проникновения активных реагентов из окружающей среды на контактные площадки инструмента.

Роль окислительных процессов при изнашивании режущего инструмента и их сильное влияние на работоспособность показаны в работах [2, 14]. Таким образом, сопротивляемость инструментального материала

высокотемпературным окислению и коррозии является одной из его важнейших характеристик, от которой зависит работоспособность режущего инструмента.

Покрyтия, нанесенные на рабочие поверхности инструмента, обладают значительно большей термодинамической устойчивостью и лучшей сопротивляемостью высокотемпературному окислению и коррозии, чем инструментальный материал. Очевидно также, что по сопротивляемости окислению композиция «покрyтие – инструментальная основа» также будет значительно выше обычного инструментального материала.

Покрyтия заметно снижают окисляемость твердых сплавов группы ВК при температуре 600 ... 1200 °С и твердых сплавов ТК и ТТК при температуре 900 ... 1200 °С (рис. 3.6). В наибольшей степени стабилизируют устойчивость твердых сплавов к высокотемпературному окислению покрyтия сложного состава, полученные методом КИБ, покрyтия TiC (методы ХОП). Высокой устойчивостью высокотемпературному окислению обладают покрyтия, содержащие в качестве барьерного слоя оксидный слой Al₂O₃. Интенсивное окисление данных покрyтий начинается при температуре свыше 1000 °С.

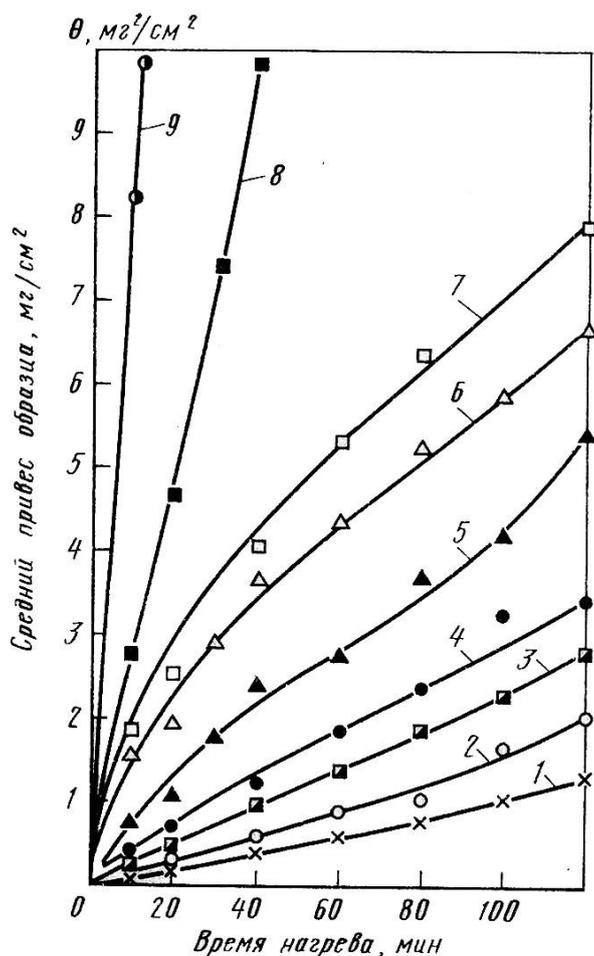


Рис. 3.6. Влияние времени непрерывного нагрева образцов из твердого сплава ВК6 с различными покрyтиями на их окисляемость при $t = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$:
 1 – ВК6-(Zr, Hf,Cr) N КИБ; 2 – ВК6-TiC ГТ; 3 – ВК6-(Ti,Cr) N КИБ; 4 – ВК6-TiC ДТ;
 5 – ВК6-HfN КИБ; 6 – ВК6-ZrN КИБ; 7-ВК6-TiN КИБ; 8 – ВК6-MoN КИБ; 9 – ВК6

С ростом толщины покрытий (табл. 3.1) заметно возрастает дефектность их строения, в частности, число пор, что оказывает влияние на окисляемость инструментальных материалов. При малой толщине покрытий (около 1 мкм) окисляемость твердых сплавов изменяется незначительно, что свидетельствует о достаточно интенсивном доступе кислорода к поверхности твердого сплава через покрытие (поры, кратеры, межзеренные границы и т. д.). При толщине покрытий 3 мкм сопротивляемость сплава окислению значительно увеличивается, причем наблюдается непрерывное повышение этого эффекта вплоть до толщины 10 мкм. Дальнейшее увеличение толщины покрытия приводит к снижению сопротивляемости твердых сплавов окислению. Для толстых покрытий, подвергнутых нагреву на воздухе при температуре 900 ... 1200 °С, наблюдается появление значительных повреждений на поверхности и в объеме.

Таблица 3.1

Влияние толщины покрытия на окисляемость твердосплавных образцов с различными покрытиями ($T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T = 60$ мин, непрерывный нагрев на воздухе)

Твердый сплав	Покрытие	Среднее увеличение массы образца, мг/см ² , при толщине покрытия в мкм				
		1	3	6	10	14
BK6	TiN КИБ	76,4	14,5	6,6	5,4	10,6
	TiC ГТ	60,2	6,7	1,26	0,94	1,5
	(Ti,Cr)N КИБ	44,5	8,5	1,64	1,4	6,8
T5K10	TiN КИБ	30,4	12,6	4,2	3,5	6,5
	TiC ГТ	20,2	5,0	1,2	0,56	2,6
TT10K8B	TiN КИБ	20,6	14,0	5,4	4,0	6,0
	TiC ГТ	14,8	4,6	0,8	0,2	1,4

Вакуумно-плазменные покрытия на основе одноэлементных нитридов тугоплавких металлов IV – VI групп Периодической системы элементов в целом хуже, чем карбиды этих металлов, сопротивляются высокотемпературному окислению из-за более низкой термодинамической устойчивости. Термостабильность нитридов при нагреве в среде кислорода в значительной степени зависит от прочности связи Me-N. Прочность связи Me-N нитридов титана, циркония и гафния существенно выше, чем прочность связи Me-N тугоплавких металлов V (Nb, Ta) и особенно VI (Cr, Mo) групп Периодической системы элементов. Поэтому термостабильность нитридов титана, циркония и гафния выше, чем термостабильность нитридов Nb, Ta, Cr, Mo. В соответствии с экспериментальными данными нитриды тугоплавких металлов по убывающей стойкости к окислению при непрерывном нагреве на воздухе можно расположить в такой последовательности: HfN → ZrN → TiN → CrN → NbN → MoN.

Повышенной стойкостью к коррозии и окислению характеризуются также двух- и трехэлементные нитриды тугоплавких металлов, которые образуют в результате полной растворимости двух-трехфазные системы, за небольшим исключением состоящие из тесно переплетенных между собой областей, доменов с самой различной последовательностью упаковки атомных слоев, а не

четко ограниченных кристаллов с чисто кубической или чисто гексагональной структурой. Такие системы обладают высокой термодинамической устойчивостью, а также достаточными прочностью и вязкостью, поэтому использовать такие системы в качестве покрытий более предпочтительно, чем хрупкие окислы, силициды и бориды. Как видно из рис. 3.6, многоэлементные покрытия (Ti,Cr)N и (Zr,Hf,Cr)N обладают большей устойчивостью к окислению на воздухе при повышенных температурах по сравнению с одноэлементными нитридными покрытиями.

«Горячая твердость» является одной из важнейших характеристик инструментального материала, так как коррелирует с сопротивляемостью контактных площадок режущего инструмента микроползучести при температурах, соответствующих реальным температурам процесса резания.

Нанесение покрытий заметно повышает твердость композиций «покрытие – инструментальная основа» (рис. 3.7 и 3.8). С ростом температуры микротвердость образцов с покрытием заметно снижается, однако остается выше микротвердости образцов без покрытия. В то же время для инструментального материала с покрытием интенсивность снижения «горячей твердости» больше, чем без покрытия. При температуре 580 ... 650 °С (рис. 3.7) наблюдается «скачкообразное» снижение микротвердости для образцов из стали Р6М5 как без покрытия, так и с покрытием, хотя для последних имеет место смещение экстремума функции $H_{\mu} = f(T)$ на 60 ... 80 °С. Это может свидетельствовать о некотором повышении теплостойкости быстрорежущей стали (поверхностной) при нанесении на нее покрытия. Следует отметить, что температура разупрочнения собственно покрытия намного выше температуры разупрочнения структур быстрорежущей стали, однако высокий темп снижения микротвердости образцов Р6М5 с покрытием связан, по-видимому, с пластическим оттеснением разупрочненных микрообъемов быстрорежущей стали непосредственно под отпечатком индентора и его последующего разрушения трещинообразованием. Для двухэлементных покрытий (Ti,Cr)N снижение микротвердости по мере роста температуры заметно ниже, чем для одноэлементных покрытий TiN КИБ и TiC ГТ.

Как показано в работе [5], микротвердость пластин Р6М5 с покрытиями TiN КИБ, ВК6 с покрытиями TiC ГТ и TiN КИБ, нагретых соответственно до температуры 500 и 900 °С, после полного охлаждения равна ее значению в исходном состоянии. Данный факт свидетельствует о необходимости оценки микротвердости пластин с покрытием в «горячем» состоянии, что в большей степени соответствует реальному состоянию инструментального материала в процессе эксплуатации режущего инструмента.

В табл. 3.2 приведены сведения об изменении микротвердости покрытий с течением времени. Как видно, выдержка в течение длительного времени (5 ... 540 дней) оказывает заметное влияние на микротвердость в результате естественного старения и релаксационных процессов, проходящих в покрытиях. Однако интенсивность изменения микротвердости сильно зависит от состава покрытия и метода его получения.

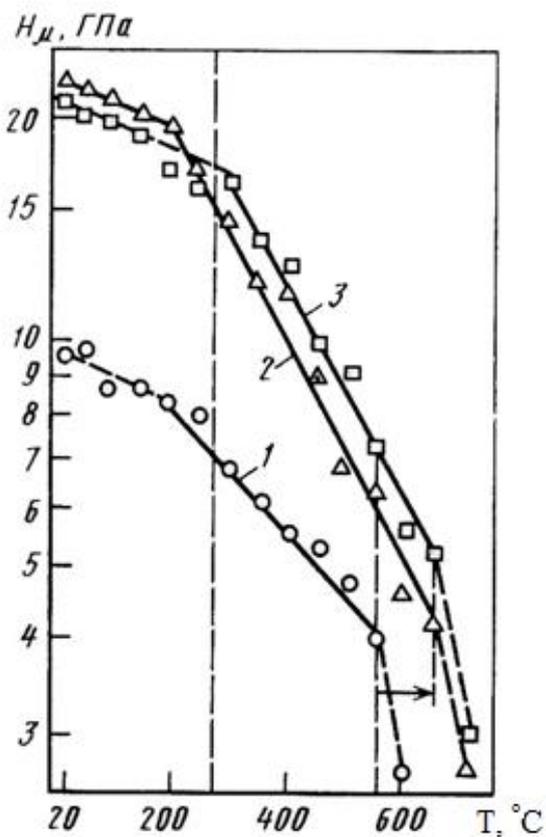


Рис. 3.7. Влияние температуры нагрева в вакууме на «горячую твердость» образцов из стали P6M5:
1 – P6M5, 2 – P6M5-TiN,
3 – P6M5-(Ti,Cr)N

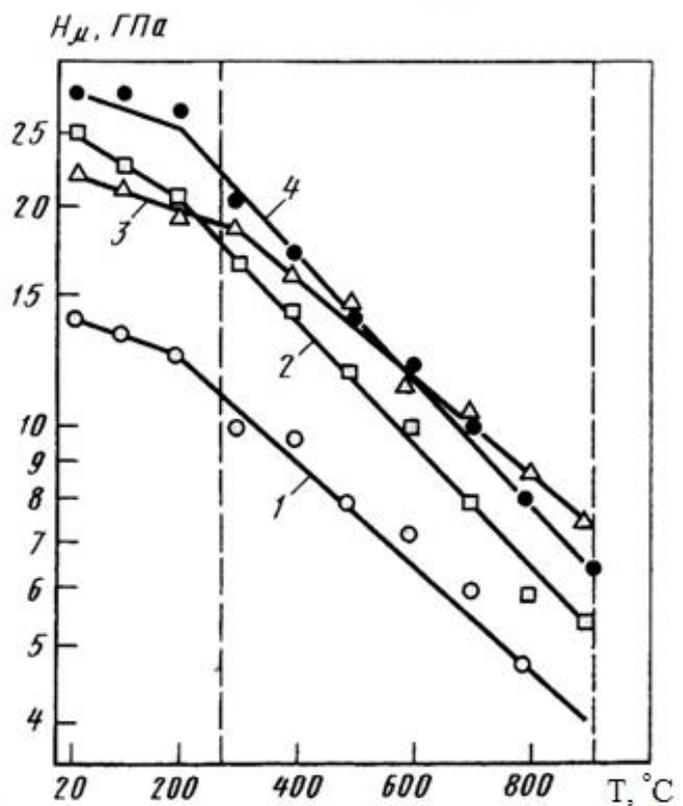


Рис. 3.8. Влияние температуры нагрева в вакууме на «горячую твердость» пластин VK6:
1 – VK6; 2 – VK6-TiN КИБ;
3 – VK6-(Ti,Cr)N КИБ;
4 – VK6-TiC ГТ

Формирование покрытий, получаемых методами ХОП (методы ГТ и ДТ), происходит в более благоприятных энергетических условиях и приводит к образованию покрытий, имеющих равновесное состояние структуры. В частности, у покрытий TiC ГТ, нанесенных на сплав VK6, практически отсутствуют временные релаксационные процессы, и микротвердость не зависит от времени выдержки.

Как показывает анализ данных табл. 3.2, значительная временная стабилизация микротвердости наблюдается у многокомпонентного покрытия (Ti,Cr)N, нанесенного методом КИБ, для которого снижение микротвердости после выдержки в течение 540 дней составило всего 4,3%. Другим способом стабилизации свойств таких покрытий во времени является дополнительный отжиг инструментов с покрытием при температурах, меньших температур, приводящих к структурно-фазовым превращениям в инструментальном материале.

Влияние времени выдержки образцов инструментальных материалов с различными износостойкими покрытиями на их микротвердость

Время выдержки, дни	Среднее значение микротвердости H_m , ГПа, образцов из инструментальных материалов с различными покрытиями							
	Р6М5-МоN КИБ	Р6М5-TiN КИБ	Р6М5-(Ti,Cr)N КИБ	ВК6-TiC ГТ	ВК6-МоN КИБ	ВК6-TiN КИБ	ВК6-CrN КИБ	ВК6-(TiN-Cr)N КИБ
–	22,00	20,00	21,00	24,50	22,00	23,50	23,50	23,00
5	20,00	19,50	20,50	24,50	21,50	23,00	23,00	22,50
10	18,50	19,00	20,50	24,50	20,00	22,00	22,00	22,00
30	18,50	18,80	20,50	24,50	19,80	21,50	21,50	22,00
50	18,50	18,50	20,00	24,00	19,80	21,50	21,50	22,00
90	17,50	18,50	20,00	24,00	19,50	21,50	21,50	22,00
180	17,20	18,6	20,00	24,00	19,50	21,50	21,50	22,00
360	17,20	18,50	20,00	24,00	19,50	21,50	21,50	22,00
540	17,20	18,50	20,00	24,00	19,50	21,50	21,50	22,00

Примечание: исходная твердость стали Р6М5 9,6 ГПа, сплава ВК6–13,5 ГПа.

3.3. Прочность инструментальных материалов с покрытиями

Прочность инструментального материала, ее вариационные разбросы, способность инструмента сопротивляться разрушению в условиях действия знакопеременных напряжений, возникающих в процессе резания, оказывают значительное влияние на надежность инструмента. Надежность режущего инструмента определяет эффективность использования автоматизированных станков и гибких производственных систем (ГПС), а также надежность их функционирования.

Механическая прочность режущего инструмента определяется многими параметрами, например, сильно зависит от геометрических параметров режущего инструмента, статических нагрузок и их колебаний, температур в зоне резания и т. д. В общем виде модель напряженного состояния инструмента можно представить следующим образом:

$$\Sigma = f[P_{ст}, P_d, v_d, \lambda_d, K_{и.м.}, \beta, T, a(s)], \quad (3.2)$$

где $P_{ст}$, P_d – соответственно статическая и динамическая нагрузка; v_d , λ_d – соответственно частота и амплитуда колебаний динамической нагрузки; $K_{и.м.}$ – коэффициент, учитывающий свойства инструментального материала; β – угол заострения режущей части инструмента; T – температура в зоне резания; a – толщина срезаемого слоя; s – подача.

Состав покрытий и метод их получения оказывают существенное значение на прочностные характеристики инструментального материала.

На рис. 3.9 – 3.11 показано влияние ионной бомбардировки и покрытий, полученных методом КИБ, на показатели прочности ($\sigma_{и}$ и m – соответственно предел прочности на изгиб и коэффициент однородности инструментального материала, характеризующий степень равномерного распределения дефектов по объему тела) при изгибе сосредоточенной нагрузкой различных инструментальных материалов.

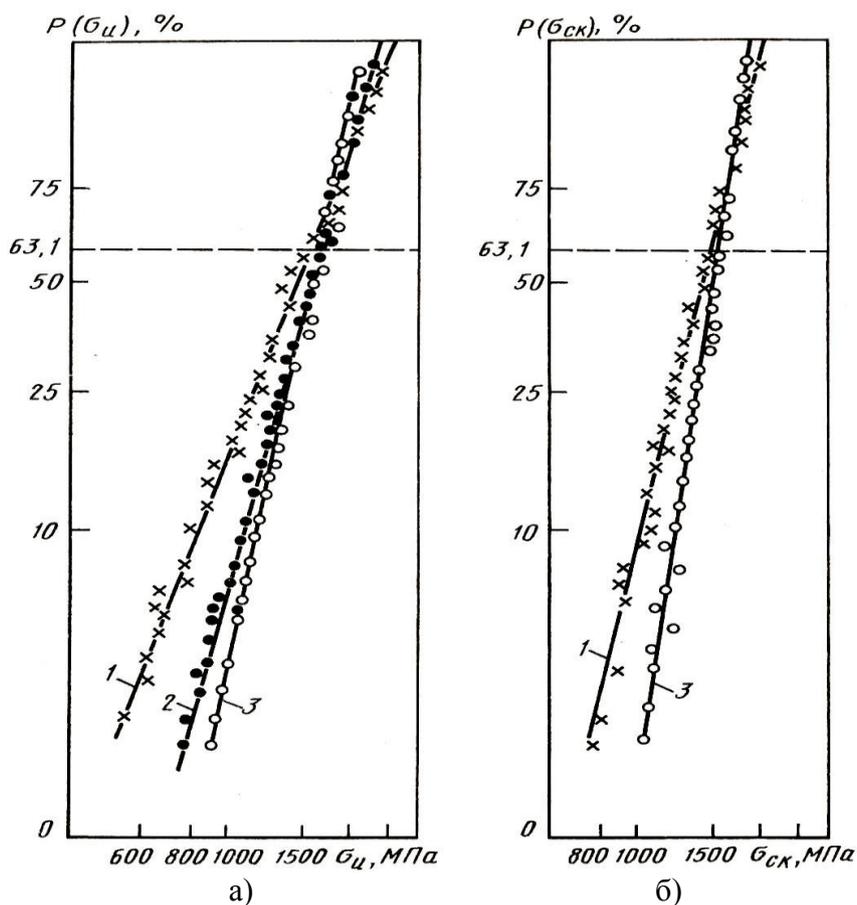


Рис. 3.9. Результаты прочностных испытаний твердосплавных образцов ВК6 при изгибе сосредоточенной нагрузкой (а) и консольном изгибе (б):
1 – ВК6; 2 – ВК6-ИБ Ti; 3 – ВК6-TiN КИБ

Как видно из представленных данных, ионная бомбардировка изменяет предел прочности при изгибе твердых сплавов, заметно снижая ее вариационные разбросы.

Эффективность ионной бомбардировки в значительной степени зависит от температуры (энергии ионов), при ее оптимальном значении (для твердых сплавов около 1000 °С) максимально увеличивается средняя прочность (на 10 ... 15%), снижаются вариационные разбросы (увеличивается коэффициент m) прочности (на 40 ... 80%).

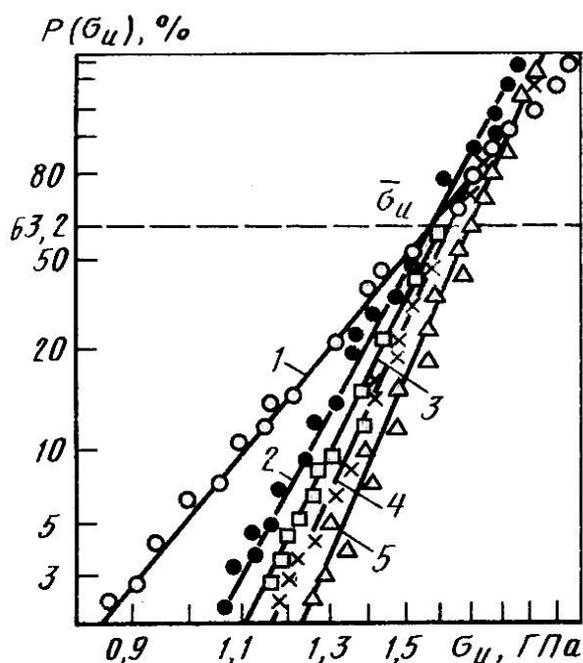


Рис. 3.10. Влияние ионной бомбардировки на прочность сплава ВК6:
 1 – ВК6; 2 – ВК6-ИБ W; 3 – ВК6-ИБ Мо;
 4 – ВК6-ИБ Cr; 5 – ВК6-ИБ Ti

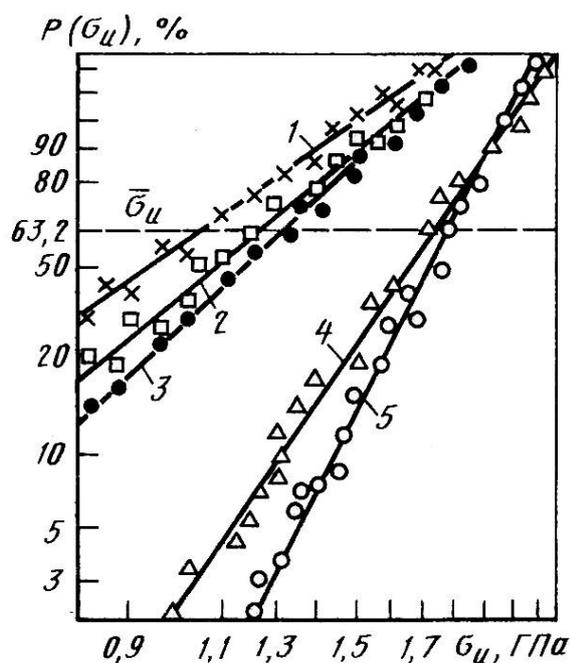


Рис. 3.11. Влияние условий получения покрытия на прочность сплава ВК6:
 1 – ВК6-TiC ДТ; 2 – ВК6-TiC ГТ;
 3 – ВК6-(TiC-TiCN-TiN)GM;
 4 – ВК6-TiN КИБ; 5 – ВК6-(Ti-Cr) N КИБ

Наибольшую стабилизацию прочностных свойств твердых сплавов вызывает бомбардировка ионами хрома и титана, которые наиболее эффективно воздействуют на поверхностные дефекты структуры твердого сплава вследствие более низкой энергии активизации (133,3 и 116 Дж/моль соответственно) по сравнению с энергией активизации молибдена и вольфрама (197,8 и 296,7 Дж/моль соответственно). Основной вклад в повышение стабильности прочности инструментальных материалов вносит ионная бомбардировка. Последующая конденсация покрытия лишь незначительно изменяет значения показателей прочности ($\sigma_{и}$, m).

В наибольшей степени стабилизируются прочность мелкозернистых и особо мелкозернистых твердых сплавов (ВК6-М, ВК6ОМ, ВК10М), влияние процессов ионной бомбардировки и последующей конденсации покрытия в меньшей степени сказывается на прочности сплавов ВК6, Т5К10, ТТ7К12 и быстрорежущей стали Р6М5.

Таким образом, нанесение покрытий методом КИБ может оказать заметное влияние на прочностные показатели инструментального материала, причем основной эффект – это стабилизация его прочностных свойств. Действительно, изменяя химический состав покрытия и параметры ионной бомбардировки (давление, состав катода-испарителя, время воздействия и т. д.), можно заметно стабилизировать прочность инструментального материала [6]. Как показано в работах Креймера Г. С., Хаета Г. Л., стабилизация прочностных характеристик инструментального материала увеличивает надежность режущего инструмента в результате прежде всего стабилизации периода стойкости инструмента.

На рис. 3.11 показано влияние высокотемпературных методов ГТ и ДТ на прочность различных твердых сплавов при изгибе сосредоточенной нагрузкой. Для покрытий, полученных высокотемпературными методами, характерно снижение предела прочности при изгибе, которое достигает для покрытий TiC ГТ и TiC-TiCN-TiN GM 20 ... 30%, а для покрытий TiC ДТ – 35 ... 40%. В то же время несколько стабилизируются показатели прочности, о чем свидетельствует увеличение коэффициента однородности m после нанесения данных покрытий. Следует отметить минимальное снижение прочности для твердых сплавов с многослойным покрытием TiC-TiCN-TiN GM, что связано с регламентацией толщины переходной зоны (η -фаза) между покрытием и инструментальной основой. Толщина данной зоны не превышает 1 ... 1,5 мкм. При нанесении покрытий ГТ и ДТ формируется значительно более толстая переходная зона, которая и является главной причиной большего снижения прочности твердого сплава в результате его охрупчивания и последующего разрушения.

Заметное влияние на прочность твердых сплавов оказывает толщина покрытия (табл. 3.3). При толщине 1,0 ... 2,0 мкм покрытий, получаемых методом КИБ, прочность твердых сплавов ВК6 и ТТ10К8-Б и их вариационные разбросы зависят главным образом от параметров ионной бомбардировки. Однако по мере роста толщины покрытий TiN, CrN и (Ti,Cr)N их влияние сказывается все больше. При толщине этих покрытий свыше 8,0 ... 9,0 мкм отмечается увеличение разбросов прочности (снижение коэффициента однородности m).

Таблица 3.3

Влияние толщины покрытий на прочность твердых сплавов

Марка сплава	Толщина покрытия, мкм	TiN КИБ		(Ti,Cr)N КИБ		TiC ГТ		TiC ДТ	
		$\sigma_{и\ ср.}$, МПа	m						
ВК6	1...2	1600	6	1590	6,6	1480	2,3	1220	2,4
	3...4	1610	6,2	1600	6,8	1220	2,4	1135	2,4
	5	1620	6,7	1640	2,0	1125	2,6	1020	2,5
	9...11	1650	6	1645	7,2	1090	2,7	1005	2,6
	14...15	1630	5,8	1650	4,8	980	2,9	910	2,7
ТТ10К8-Б	1...2	1550	5,6	1620	6,5	12 801	4,4	1185	4,3
	3...4	1590	5,9	1640	6,5	1195	4,3	1085	4,2
	5	1650	6,6	1660	6,2	1180	4,6	1020	4,2
	9...11	1655	6,6	1665	6,4	1010	45	980	4,3
	14...15	1650	5,8	1600	4,8	985	4,6	940	4,2

Увеличение толщин покрытий TiC, получаемых высокотемпературными методами ДТ и ГТ, приводит к заметному снижению прочности твердых

сплавов и росту разбросов прочности (снижение коэффициентов m). Это обусловлено отмеченной выше декарбидизацией локальных объемов твердого сплава, непосредственно примыкающих к границе раздела инструментального материала и покрытия, и увеличением толщины хрупкой η -фазы.

Зависимость прочности от толщины покрытия $\sigma_{и} = f(h_{п})$ для образцов из стали Р6М5 с покрытиями, нанесенными методом КИБ, носит экстремальный характер (рис. 3.12). Рост прочности образцов Р6М5 при толщине покрытий 1 ... 5 мкм можно объяснить стабилизирующим влиянием ионной бомбардировки и покрытия на поверхностные дефекты стали. При толщинах покрытия больше 6 ... 8 мкм значительно увеличивается время воздействия высокотемпературного плазменного потока на быстрорежущую сталь, что приводит к структурно-фазовым превращениям и разупрочнению микрообъемов стали. Подтверждением этому является повышение уровня остаточного аустенита, зафиксированного методом ядерного гамма-резонанса (ЯГР) непосредственно под покрытием толщиной 6 ... 15 мкм [5].

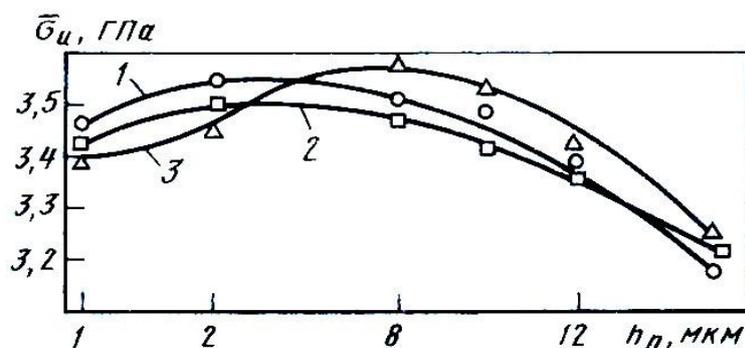


Рис. 3.12. Влияние толщины покрытия на прочность при чистом изгибе ($V = 125 \text{ мм}^3$) образцов быстрорежущей стали Р6М5:
1 – Р6М5-TiN; 2 – Р6М5-(Ti,Cr)N; 3 – Р6М5-CrN

Согласно статистической теории хрупкой прочности при увеличении рабочего объема, подвергнутого воздействию максимальных напряжений, прочность хрупкоразрушающегося материала снижается. Это обусловлено значительным ростом вероятности появления опасного дефекта в большем объеме.

Как видно из рис. 3.13, с ростом рабочего объема прочность сплавов после ионной бомбардировки и нанесения покрытий снижается. Ионная бомбардировка (W, Mo, Cr, Ti) и вакуумно-плазменные покрытия TiN и (Ti,Cr)N значительно уменьшают влияние рабочего объема на предел прочности при изгибе, что свидетельствует о положительном влиянии ионной бомбардировки на поверхностные дефекты инструментального материала. Наиболее эффективно воздействуют на поверхность твердость сплава ионы Mo, Cr, Ti, имеющие невысокие значения энергии активации, что способствует наиболее эффективному воздействию на поверхностные дефекты.

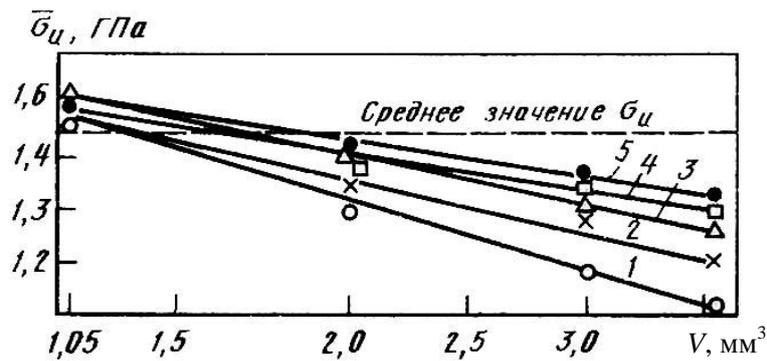


Рис. 3.13. Влияние рабочего объема V на прочность $\sigma_{и}$ (чистый изгиб):
 1 – ВК6; 2 – ВК6-ИБ W; 3 – ВК6- ИБ Ti; 4 – ВК6-ИБ Mo; 5 – ВК6-ИБ Cr

Покрyтия TiC, получаемые высокотемпературными методами ДТ и ГТ, увеличивают влияние рабочего объема на предел прочности при изгибе (особенно термодиффузионный метод ДТ), что связано не только с формированием переходной η -фазы и декарбидизацией локальных объемов твердого сплава, но и структурно-фазовыми превращениями в объемах твердого сплава вследствие длительного высокотемпературного воздействия.

Таким образом, можно говорить, что инструменты с вакуумно-плазменными покрытиями в меньшей степени будут реагировать на увеличение эксплуатационных нагрузок с ростом толщины срезаемого слоя по сравнению с инструментом, имеющим покрытия, полученные высокотемпературными методами ДТ, ГТ. Это означает, что снижение периода стойкости режущего инструмента с ростом подачи более существенно будет для инструмента с покрытием ДТ и ГТ. В этом случае вакуумно-плазменные покрытия не только не увеличивают интенсивность снижения периода стойкости с ростом подачи, но при оптимальном подборе условий ионной бомбардировки могут даже несколько снизить ее.

Прочность твердого сплава при консольном изгибе специальных образцов, моделирующих геометрию реального инструмента, также зависит от метода получения покрытий и их состава. Вакуумно-плазменные покрытия TiN КИБ несколько увеличивает прочность твердых сплавов обычной зернистости ВК6, Т5К10, ТТ10К8Б. Прочность мелкозернистых сплавов ВК6М и ВК6ОМ увеличивается более значительно. Кроме того, для покрытий КИБ характерно уменьшение вариационных разбросов прочности (увеличивается коэффициент однородности m). Покрyтия TiC, получаемые высокотемпературным методом ГТ, снижают прочность твердых сплавов на 30...35%, но при этом уменьшаются и вариационные разбросы прочности.

Увеличение температуры (рис. 3.14) вызывает рост коэффициента однородности m , характеризующего стабильность прочностных свойств твердых сплавов, что связано со снижением влияния внутренних дефектов и уменьшением вероятности роста и развития трещин в более пластичной кобальтовой фазе сплава, а также затруднениями роста трещин по

межкристаллитному механизму. В работах Г. С. Креймера отмечается, что при температуре выше 600°C пластичность кобальтовой (связующей) фазы настолько высока, что роль трещин в карбидных зернах может уже не сказываться на прочности кобальтовых прослоек и сплава в целом.

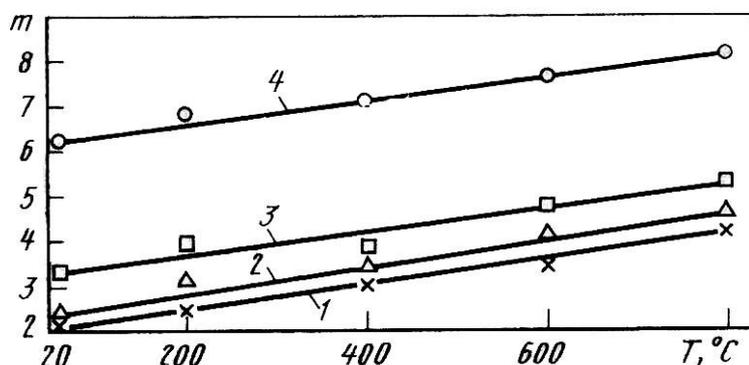


Рис. 3.14. Влияние температуры на стабильность прочности $\sigma_{\text{СК}}$ при консольном изгибе:
1 – VK6-TiC ДТ; 2 – VK6-TiC ГТ; 3 – VK6; 4 – VK6-TiN КИБ

Состав покрытий и технология их получения оказывают влияние и на ударно-циклическую прочность твердого сплава. Вакуумно-плазменные покрытия несколько повышают ее значение и уменьшают степень влияния на нее числа циклов до разрушения. Покрытия, полученные методами ГТ и ДТ, снижают ударно-циклическую прочность на 20 ... 30% и 35 ... 40% соответственно.

Принимая во внимание вышесказанное, можно полагать, что режущие инструменты с ионно-плазменными покрытиями будут лучше сопротивляться хрупкому разрушению в условиях прерывистого резания или при переменных значениях припуска на обработку, по сравнению с инструментом с покрытиями ГТ и ДТ.

3.4. Механические свойства износостойких покрытий

Основное влияние на свойства покрытий оказывают их состав и конструкция, а также технология нанесения. Рассмотрим влияние указанных факторов на структурные параметры (a – период кристаллической решетки, β_{111} – полуширина рентгеновской линии, $\sigma_{\text{ост}}$ – остаточные напряжения) и механические свойства (K_0 – коэффициент отслоения покрытия, уменьшение которого свидетельствует о повышении прочности сцепления покрытия с инструментальной основой, H_{μ}^0 – микротвердость, E – модуль Юнга, $K_{\text{ИСП}}$ – вязкость разрушения, $t_{\text{ц}}$ – циклическая трещиностойкость) ионно-плазменных покрытий, получаемых методом КИБ.

Микротвердость покрытий зависит как от его состава, так и технологии нанесения. Введение в состав покрытия TiN дополнительного легирующего элемента повышает его микротвердость. Как видно из табл. 3.4, микротвердость двухэлементных покрытий (Ti,Al)N, (Ti,Zr)N и (Ti,Si)N выше микротвердости

одноэлементного покрытия TiN. Изменение технологических условий, например, нанесение покрытий из отдельных и составных катодов, также отражается на величине микротвердости. Так микротвердость покрытий (Ti,Zr)N, полученных из отдельных катодов, выше аналогичного параметра для покрытий, полученных с использованием составных катодов (табл. 3.5). Наблюдаемое влияние технологических условий на свойства покрытий объясняется различными механизмами упрочнения, действующими при нанесении покрытий с использованием отдельных и составных катодов.

Таблица 3.4

Влияние состава на остаточные напряжения и механические свойства износостойких покрытий

№	Покры- тие	$-\sigma_{ост}$, МПа	K_0	H_{μ}^0 , ГПа	E, ГПа	K_{ICSP} , МПа·м ^{1/2}	$t_{ц}$, мин
1	2	4	5	6	7	8	9
1	TiN	$\frac{775}{1501}$	$\frac{1,073}{0,369}$	29,16	307	12,29	$\frac{7,65}{2,27}$
2	(Ti,Al)N	$\frac{903}{2443}$	$\frac{0,907}{0,295}$	38,39	369	14,77	$\frac{16,48}{8,03}$
3	(Ti,Al,Si)N	$\frac{1678}{2943}$	$\frac{1,175}{0,366}$	47,13	433	16,92	$\frac{45,43}{34,12}$
4	(Ti,Al,Zr)N	$\frac{1702}{3058}$	$\frac{1,356}{0,403}$	46,74	420	15,72	$\frac{39,96}{28,64}$
5	(Ti,Zr)N	$\frac{1256}{2619}$	$\frac{1,316}{0,478}$	38,85	379	14,44	$\frac{13,80}{6,79}$
6	(Ti,Zr,Al)N	$\frac{1409}{3001}$	$\frac{0,979}{0,374}$	46,28	427	16,18	$\frac{43,48}{28,47}$
7	(Ti,Zr,Si)N	$\frac{1719}{3081}$	$\frac{1,480}{0,561}$	44,48	422	15,75	$\frac{43,92}{32,92}$
8	(Ti,Si)N	$\frac{1020}{2541}$	$\frac{1,493}{0,531}$	34,67	350	14,46	$\frac{24,18}{11,29}$
9	(Ti,Si,Al)N	$\frac{1561}{2959}$	$\frac{1,258}{0,425}$	43,13	418	16,29	$\frac{46,49}{28,73}$
10	(Ti,Si,Zr)N	$\frac{1461}{3058}$	$\frac{1,719}{0,616}$	42,43	411	15,53	$\frac{45,01}{28,43}$
11	(Ti,Si,Cr)N	$\frac{1474}{2850}$	$\frac{1,905}{0,667}$	40,57	389	14,96	$\frac{35,47}{18,57}$

Примечание: в числителе данные для твердого сплава МК8, в знаменателе – для Р6М5

Таблица 3.5

Влияние технологических условий нанесения покрытий на коэффициент отслоения и микротвердость (инструментальная основа ВК6)

Покрытие	Использование катодов	β_{111} ,град	K_0	H_{μ} , ГПа
(Ti,Zr)N	Раздельные	1,2	0,34	40,0
	Составные	0,8	1,2	32,2

Более высокая микротвердость покрытий, полученных из отдельных катодов, объясняется действием двух механизмов упрочнения материала покрытия – твердорастворным за счет легирования основного материала покрытия и упрочнением микроструктурными барьерами за счет образующейся микрослоистости при перемещении образцов мимо каждого из катодов (чередование нитридов TiN и ZrN, разделенных переходным слоем (Ti,Zr)N, рис. 3.15, а и б) [36]. При конденсации покрытий из составных катодов имеет место однофазная структура (Ti,Zr)N и, следовательно, границы между микрослоями покрытий отсутствуют (рис. 3.15, в и г). В этом случае протекает механизм только твердорастворного упрочнения материала покрытия. Подтверждением этому являются более высокие значения ширины рентгеновской линии β_{111} (табл. 3.5) для покрытий (Ti,Zr)N, полученных из отдельных катодов, по сравнению с покрытиями, полученными из составных катодов, что свидетельствует о большей деформации кристаллической решетки данных покрытий.

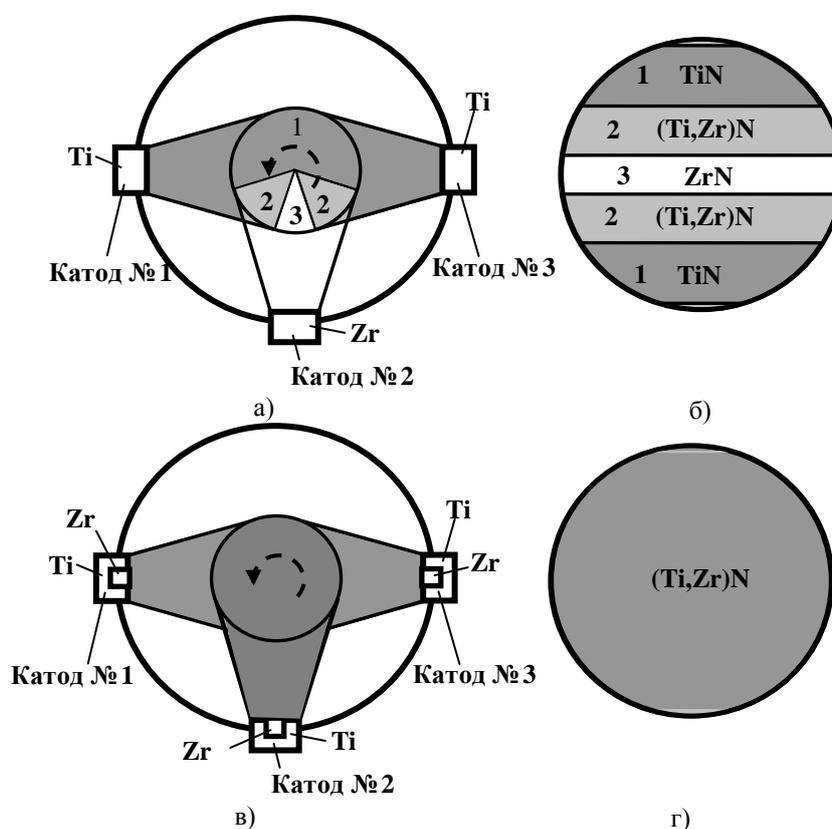


Рис. 3.15. Технологическая компоновочная схема нанесения покрытия (а, в) и строение осаждаемого покрытия за один оборот стола установки (б, г) при нанесении покрытия (Ti,Zr)N из отдельных (а, б) и составных (в, г) катодов

Прочность сцепления покрытия с инструментальной основой также зависит как от состава покрытия, так и технологии его нанесения. Введение в состав покрытия TiN дополнительного легирующего элементом приводит к изменению прочности сцепления.

В зависимости от легирующего элемента она может как возрастать, так и уменьшаться. Как видно из табл. 3.4, при переходе от покрытия TiN к (Ti,Zr)N и (Ti,Si)N прочность сцепления снижается, а для покрытия (Ti,Al)N – повышается. Изменение технологических условий отражается на прочности их сцепления с инструментальной основой. Покрытия, полученные с использованием отдельных катодов, имеют большую прочность сцепления, по сравнению с покрытиями, полученными из составных катодов (табл. 3.5). Снижение прочности сцепления при переходе от одно- к двухэлементным покрытиям, полученным с использованием составных катодов, связано с более высокой микротвердостью двухэлементных покрытий. Для двухэлементных покрытий, полученных из отдельных катодов, несмотря на повышение микротвердости, наличие микрослоистости способствует повышению их прочности сцепления с инструментальной основой по сравнению с одноэлементным покрытием TiN.

Введение второго легирующего элемента в состав покрытия TiN дополнительно изменяет механические свойства покрытия. Как видно из табл. 3.4, трехэлементные покрытия по сравнению с двухэлементными покрытиями имеют более высокую микротвердость. Это связано с тем, что при нанесении трехэлементных покрытий (Ti,Me₁,Me₂)N (рис. 3.16) также образуется слоистая структура, как и в случае нанесения двухэлементных покрытий из отдельных катодов, слои (Ti,Me₁)N и (Ti,Me₂)N чередуются со слоями (Ti,Me₁,Me₂)N. Таким образом, при такой компоновочной схеме нанесения, несмотря на использование составных катодов, при конденсации покрытия (Ti,Me₁,Me₂)N также действуют два механизма упрочнения материала покрытия – твердорастворный и упрочнение микроструктурными барьерами.

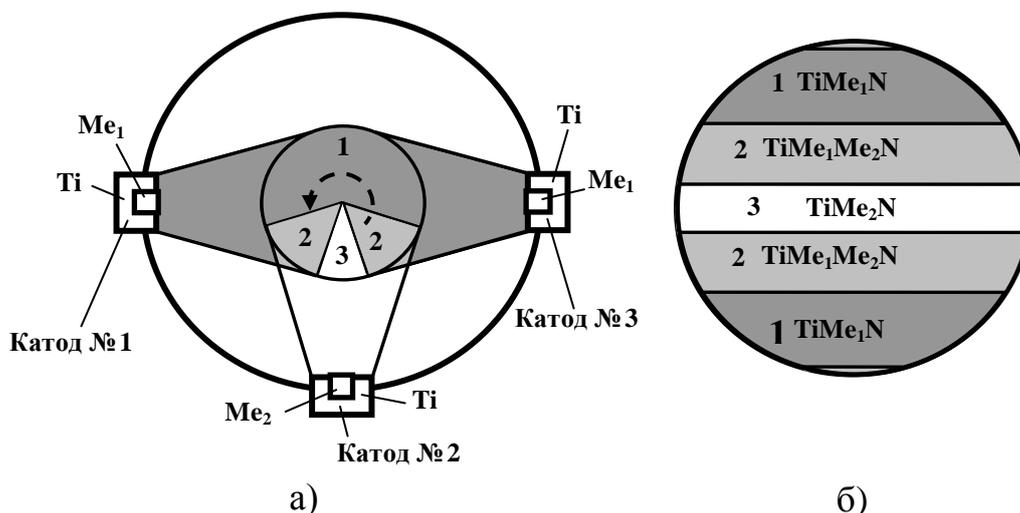


Рис. 3.16. Технологическая компоновочная схема нанесения покрытия (а) и строение осаждаемого покрытия за один оборот стола установки (б) при нанесении покрытия (Ti,Me₁,Me₂)N

Прочность сцепления трехэлементных покрытий меньше по сравнению с двухэлементными, за исключением покрытий, имеющих в качестве второго легирующего элемента алюминий или железо (табл. 3.4).

При переходе от одно- к двух- и трехэлементным покрытиям возрастают сжимающие остаточные напряжения и увеличиваются модуль Юнга E , вязкость разрушения K_{IC} и циклическая трещиностойкость t_c покрытий (табл. 3.4).

Многослойные покрытия по сравнению с однослойными покрытиями имеют более высокие механические свойства (табл. 3.6).

Таблица 3.6

Механические свойства износостойких покрытий
(инструментальная основа – твердый сплав МС146)

Покрытие	H_c , ГПа	K_0	E , ГПа	K_{IC} , МПа·м ^{1/2}	t_c , мин
TiN	24,4	1,07	307	12,3	7,65
(Ti,Al)N	30,5	0,91	369	14,8	16,5
(Ti,Al)N-(Ti,Al,Cr)N	39,2	0,18	423,7	18,0	55,4
(Ti,Al)N-(Ti,Al,Si)N	40,6	0,19	463,9	21,0	66,7
(Ti,Zr)N-(Ti,Zr,Al)N	39,9	0,21	436,2	19,0	56,7

Направленный выбор механических свойств покрытий можно осуществить путем изменения температурного режима конденсации покрытия, изменения состава покрытия и состава реакционного газа при его конденсации, дополнительного энергетического воздействия на покрытие, изменения архитектуры многослойного покрытия [36].

Снижение температуры конденсации ведет к увеличению периода кристаллической решетки, повышению ширины рентгеновской линии и микроискажению кристаллической решетки ($\Delta a/a$), что свидетельствует о повышении степени искажения кристаллической решетки материала покрытия (табл. 3.7). Уменьшение температуры T_k вызывает рост сжимающих остаточных напряжений, повышение микротвердости и снижение прочности его сцепления с инструментальной основой.

Таблица 3.7

Влияние температуры конденсации на параметры структуры
и механические свойства покрытия TiN

Температура конденсации T_k , °C	a , Å	β_{111} , мкрад	$\Delta a/a \times 10^3$	σ_0 , МПа	H_c , ГПа	K_0
350	4,25	14,0	5,6	-420	27,0	2,4
450	4,25	11,0	4,0	-150	25,2	1,5
550	4,24	9,0	3,1	-100	23,2	1,1

Изменение состава, например, повышение содержания циркония в покрытии (Ti,Zr)N (табл. 3.8), увеличивает период кристаллической решетки, ширину рентгеновской линии, вызывает рост сжимающих остаточных напряжений. Наличие циркония приводит к повышению микротвердости, зависимость которой от состава носит экстремальный характер, и коэффициента отслоения, что свидетельствует о снижении прочности сцепления покрытия с инструментальной основой.

Структурные параметры покрытия (Ti,Zr)N (покрытие получено из составных катодов; инструментальная основа – твердый сплав ВК6)

Хим. состав, % мас.		Параметры структуры и механические свойства				
Ti	Zr	a, Å	β_{111} , рад	σ_0 , МПа	H_{μ} , ГПа	K_0
100	–	4,2350	0,4	+200	26,0	1,2
94,0	6,0	4,2560	0,35	–420	32,2	1,2
91,6	8,4	4,2640	0,5	–500	30,0	1,8
83,9	16,1	4,2850	0,67	–1550	29,4	1,9
56,4	43,3	4,3640	1,2	–1440	28,5	1,8

Еще большие возможности направленного изменения свойств покрытия появляются при изменении состава трехэлементных покрытий [37]. Как видно из рис. 3.17, повышение содержания алюминия в покрытии TiZrAlN вызывает изменение механических свойств и остаточных напряжений. Следовательно, изменяя содержание легирующего элемента, можно направленно подбирать необходимые свойства многоэлементного покрытия.

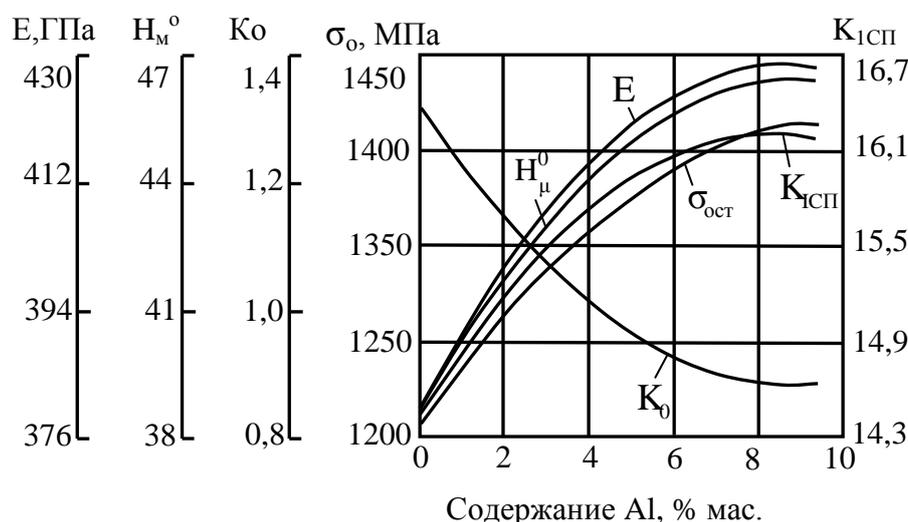


Рис. 3.17. Влияние содержания алюминия на механические свойства покрытия TiZrAlN (инструментальная основа – МК8)

Структурные параметры и механические свойства покрытий на основе карбонитридов зависят от состава газовой среды при их конденсации. Увеличение содержания ацетилена в составе газовой среды (табл. 3.9) ведет к аналогичному изменению кристаллической решетки и ширины рентгеновской линии, как это наблюдается при изменении состава многоэлементного покрытия. С повышением содержания ацетилена увеличивается период решетки для составляющих фаз покрытия, ширина рентгеновской линии β_{111} . Рост ширины линии β_{111} , как и в случае с многоэлементными покрытиями, свидетельствует о повышении уровня микродеформации кристаллической решетки.

Влияние содержания ацетилена C_2H_2 на структурные параметры покрытия (Ti, Zr)CN

Параметры структуры		Содержание C_2H_2 , %							
		–	15	25	35	50	65	85	100
Период решетки a , нм	TiCN	0,4257	0,4280	0,4284	0,4289	0,4300	0,4296	0,4306	0,4333
	ZrCN	0,4553	0,4597	0,4600	0,4630	0,4624	0,4629	0,4643	0,4663
Ширина линии β_{111} , град	TiCN	0,7	0,7	0,9	1,0	1,3	1,2	1,3	1,3
	ZrCN	1,25	1,3	1,3	1,3	1,5	1,3	1,4	1,3

Изменение содержания ацетилена существенно влияет на величину микротвердости H_μ (рис. 3.18), при этом его влияние на данные параметры неоднозначно. Повышение ацетилена до 20 ... 40% ведет к росту микротвердости покрытия, которая достигает максимального значения. При дальнейшем увеличении ацетилена микротвердость снижается и достигает минимального значения при его содержании в смеси реакционного газа, равном 70%. Такое немонотонное изменение микротвердости связано со структурными параметрами покрытия, в частности, с изменением ширины рентгеновской линии. Наблюдаемая взаимосвязь микротвердости материала покрытия с его структурными параметрами указывает на возможность направленного изменения свойств покрытий путем варьирования состава реакционного газа при его конденсации.

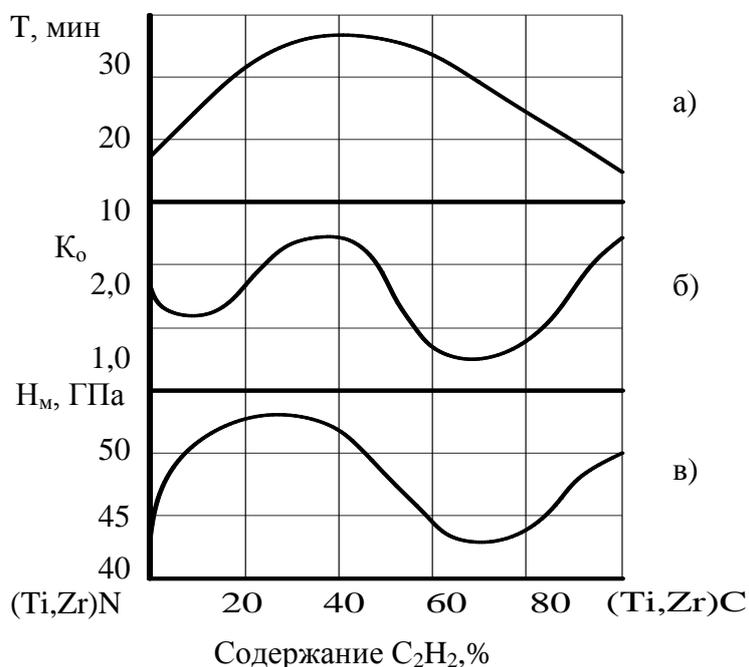


Рис. 3.18. Влияние содержания ацетилена в составе реакционного газа на коэффициент отслоения K_0 (а) и микротвердость H_μ (б) покрытия (Ti, Zr)CN

Содержание ацетилена в составе реакционного газа влияет на коэффициент отслоения покрытия, что свидетельствует об изменении прочности адгезионной связи покрытия с основой инструмента и его

трещиностойкости. Зависимость коэффициента отслоения K_0 от содержания C_2H_2 носит немонотонный характер, практически повторяя зависимость микротвердости. Максимальное значение коэффициента отслоения наблюдается при наибольшей микротвердости покрытия, что объясняется снижением пластичности материала покрытия при увеличении микротвердости. Максимальная величина коэффициента отслоения для карбонитридного покрытия (Ti,Zr)CN выше по сравнению с аналогичным показателем нитридного покрытия (Ti,Zr)N, что свидетельствует об их меньшей прочности сцепления с основой инструмента. По сравнению же с карбидным покрытием (Ti,Zr)C покрытие на основе карбонитрида имеет более высокую прочность связи с инструментальной основой.

Дополнительное энергетическое воздействие на покрытие, например, в виде импульсного лазерного излучения [36], изменяет его структурные параметры, в частности, снижает величину остаточных напряжений (рис. 3.19, а), что отражается на его механических свойствах (рис. 3.19, б). Микротвердость H_{μ} покрытий возрастает, а зависимость прочности сцепления от плотности мощности имеет экстремальный характер. При повышении плотности мощности прочность сцепления за счет релаксации макронапряжений на границе раздела «покрытие-инструментальная основа» возрастает до определенного значения плотности мощности лазерного излучения, а дальнейшее ее повышение вызывает интенсивное трещинообразование в объеме твердосплавной основы, и прочность сцепления уменьшается.

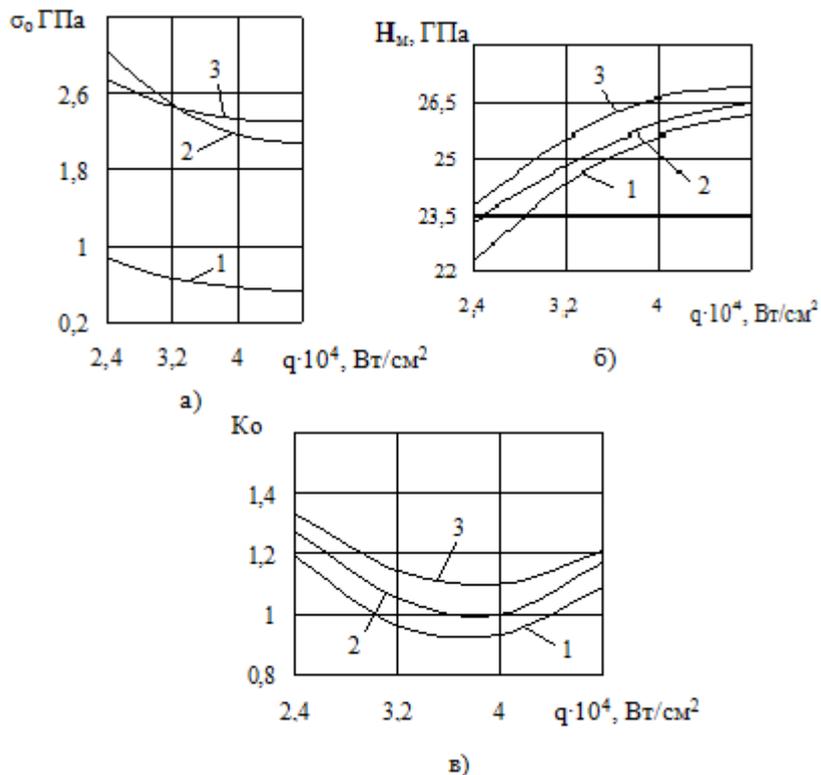


Рис. 3.19. Влияние плотности мощности лазерного излучения на остаточные напряжения (а), микротвердость (б) и коэффициент отслоения (в) покрытий:
1 – TiN; 2 – TiZrN; 3 – TiZrCN (инструментальная основа – твердый сплав МК8)

При использовании многослойных покрытий направленный выбор механических свойств покрытий можно проводить путем формирования специальной архитектуры покрытия – выбора количества слоев, их взаимного расположения и состава (рис. 3.20 и 3.21).

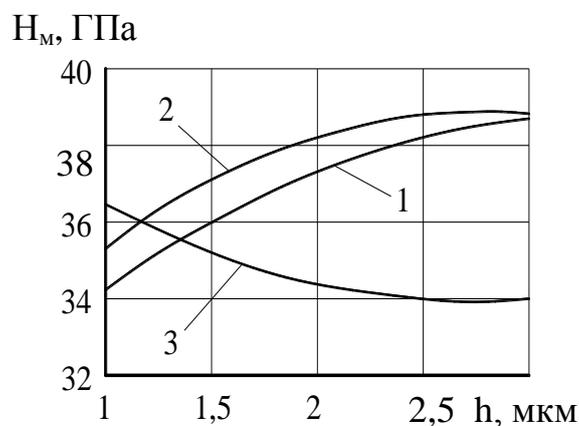


Рис. 3.20. Влияние толщины h слоев многослойного покрытия на его микротвердость: 1 – (Ti,Zr)N, 2 – TiCN; 3 – TiN; общая толщина покрытия 6 мкм

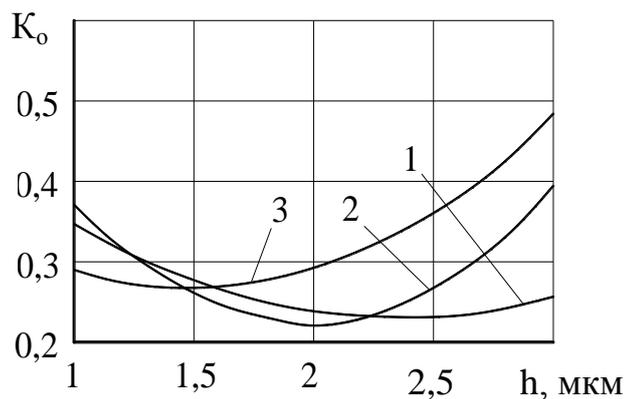


Рис. 3.21. Влияние толщины h слоев многослойного покрытия на его коэффициент отслоения: 1 – (Ti,Zr)N, 2 – TiCN, 3 – TiN; общая толщина покрытия 6 мкм

Например, микротвердость трехслойного покрытия TiCN-(Ti,Zr)N-TiN (верхний слой TiN) можно повысить путем увеличения толщины слоя – (Ti,Zr)N (рис. 3.20), а прочность сцепления с инструментальной основой – уменьшением толщины слоя TiCN (рис. 3.21) [35].

Глава 4. ВЛИЯНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА РЕЗАНИЯ

4.1. Стружкообразование и контактные процессы

Нанесение покрытий на рабочие поверхности режущего инструмента оказывает существенное влияние на контактные характеристики и приводит к трансформации зон стружкообразования [5]. Как видно из рис. 4.1, для режущего инструмента с покрытием уменьшаются размеры зоны основных пластических деформаций OLM и зоны дополнительных деформаций OEF . При нанесении покрытия линии OL и OM , характеризующие начало и конец зоны пластического деформирования, смещаются по часовой стрелке в сторону передней поверхности инструмента (положения OL' , OM'), причем более значительно смещается линия OL . Подобная трансформация зон основных и дополнительных пластических деформаций наблюдается при увеличении переднего угла и росте скорости резания. Влияние покрытий на трансформацию зон OLM и OEF проявляется вследствие уменьшения трения при перемещении контактирующих поверхностей обрабатываемого материала относительно поверхности покрытия, а также из-за снижения напряжений сдвига, которое происходит благодаря снижению интенсивности тепловыделений и перераспределения тепловых потоков.

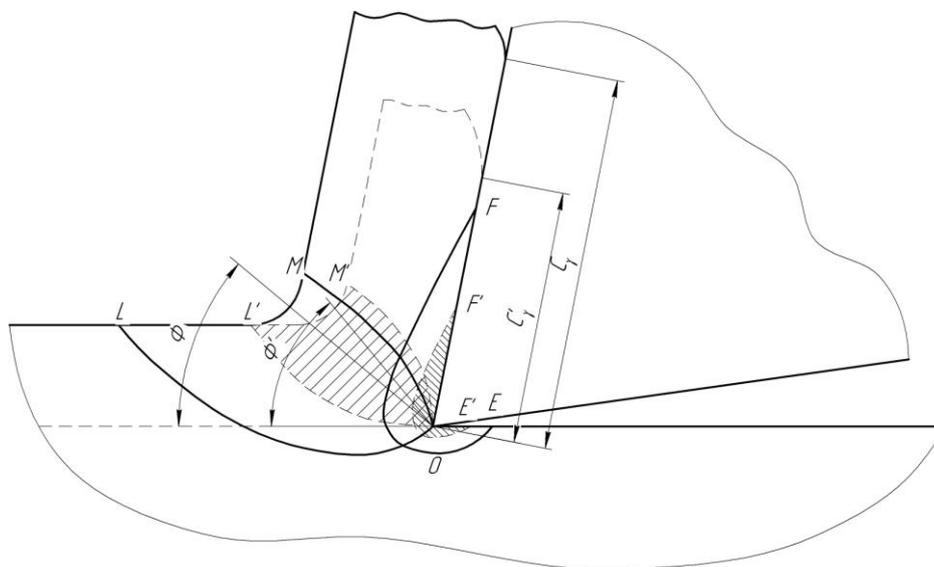


Рис. 4.1. Обобщенные представления о трансформации зон стружкообразования при резании инструментом с покрытием:
 OLM, FOE, C_γ, Φ и $OL'M', F'OE', C_\gamma', \Phi'$ – зоны основных и дополнительных деформаций, длина контакта стружки по передней поверхности, угол сдвига соответственно при резании инструментом без покрытия и с покрытием

Нанесение одноэлементных покрытий TiN (табл. 4.1) снижает длину контакта C_γ стружки с передней поверхностью, нормальные силы N_γ и силы трения F_γ на передней поверхности, углы действия ω и сдвига β .

Соответственно снижаются коэффициенты трения на передней μ_γ и задней μ_α поверхностях инструмента. Следствием этого является уменьшение коэффициента укорочения стружки K_L , составляющих сил резания P_z, P_y, P_x , что свидетельствует о снижении степени пластической деформации материала в зоне стружкообразования. Уменьшение длины контакта стружки с передней поверхности и составляющих силы резания сказывается на средних контактных нагрузках и контактных напряжениях.

Таблица 4.1

Влияние состава покрытий на контактные характеристики процесса резания при точении стали 30ХГСА пластинами ВК6

Инструментальный материал	C_γ , мм	P_z , Н	P_y , Н	K_L	ω , град	β , град	N_γ , Н	F_γ , Н	μ_γ	μ_α
$V = 80$ м/мин, $S = 0,3$ мм/об, $t = 1,0$ мм										
ВК6	1,3	745	500	2,38	43	22	732	576	0,79	0,82
TiN	0,86	610	370	1,84	39	27	615	428	0,69	0,65
(Ti,Mo)N	1,0	615	395	1,98	42	26	612	459	0,75	0,76
(Ti,Mo)CN	0,93	640	395	2,1	39	25	651	447	0,68	0,46
$V = 120$ м/мин, $S = 0,3$ мм/об, $t = 1,0$ мм										
ВК6	1,2	700	455	2,15	41	24	685	501	0,73	0,73
TiN	0,82	590	350	1,80	38	28	592	396	0,67	0,62
(Ti,Mo)N	0,94	595	385	1,93	42	26	588	448	0,76	0,74
(Ti,Mo)CN	0,88	610	380	1,95	39	26	616	430	0,69	0,61

Нанесение покрытий TiN ведет к снижению контактных нагрузок и напряжений. В то же время при работе режущего инструмента в условиях резания, когда снижение длины контакта стружки с передней поверхностью происходит в большей степени, чем снижение силы резания, контактные нормальные нагрузки q_N и напряжения σ_N для инструмента с покрытием могут быть выше, чем для инструмента без покрытия. Это означает, что такой инструмент имеет повышенную склонность к упругим прогибам, потере формоустойчивости режущего клина и снижению запаса пластической прочности. Данный факт следует учитывать при разработке новых составов покрытий и проектировании режущих инструментов с такими покрытиями, так как чем больше покрытие снижает характеристики контактных процессов, а также энергозатраты на трение, тем выше вероятность упруго-пластических прогибов и снижения пластической прочности режущей части инструмента. В свою очередь это снижает эффективность относительно хрупкого покрытия, не способствует сопротивлению разрушению в условиях упругих прогибов или пластического изменения формы режущей части инструмента.

Изменение состава покрытий оказывает существенное влияние на контактные характеристики процесса резания. На рис. 4.2 представлены данные по влиянию состава покрытия (Ti,Mo)N на характеристики стружкообразования и контактных процессов при точении заготовок из стали 30ХГСА.

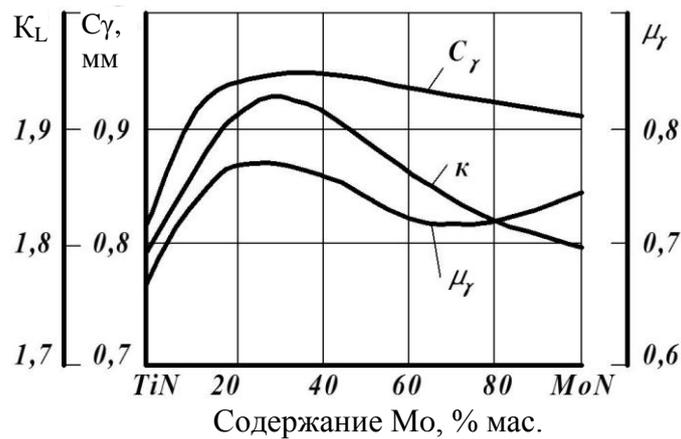


Рис. 4.2. Влияние содержания молибдена в покрытии (Ti,Mo)N на контактные характеристики при точении заготовки из стали 30ХГСА:
 $V = 120$ м/мин, $S = 0,3$ мм/об, $t = 1,0$ мм

Увеличение в покрытии содержания молибдена приводит к повышению длины контакта C_γ стружки с передней поверхностью, коэффициента укорочения стружки K_L и коэффициента трения μ_γ на передней поверхности. При этом полученные зависимости имеют экстремальный характер. Наблюдаемое повышение указанных характеристик процесса резания, несмотря на увеличение микротвердости покрытия, связано с изменением физико-химической активности материала покрытия с материалом стружки при изменении состава покрытия.

Для режущих инструментов с двухэлементными нитридными покрытиями по сравнению с одноэлементными покрытиями (табл. 4.1 и 4.2) характерны большая длина полного контакта C_γ , коэффициента трения μ_γ на передней поверхности и меньшие углы сдвига β , что свидетельствует о повышении степени пластической деформации. В результате увеличивается коэффициент укорочения стружки K_L , составляющие силы резания и силы, действующие на передней поверхности – нормальная N_γ и сила трения F_γ . Введение в состав двухэлементного покрытия дополнительного легирующего элемента изменяет контактные характеристики процесса резания инструментом с данными покрытиями. Для режущего инструмента с трехэлементными покрытиями (рис. 4.3) длина контакта стружки с передней поверхностью, коэффициент укорочения стружки, силы резания имеют большую величину по сравнению с аналогичными показателями для инструмента с двухэлементными покрытиями.

Таблица 4.2

Влияние состава покрытий на контактные характеристики процесса резания при точении заготовок из стали 30ХГСА

Покрытие	C_γ , мм	K_L	P_x , Н	P_y , Н	P_z , Н	q_N , МПа	q_F , МПа	σ_N , МПа	τ_F , МПа
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Инструментальный материал – МК8									
TiN	0,45	1,77	69	114	197	624	379	1908	559
TiAlN	0,5	1,91	83	130	209	596	357	1804	537

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
TiZrN	0,51	1,96	86	133	216	608	362	1839	544
TiSiN	0,49	1,90	81	127	205	594	354	1808	533
TiFeN	0,52	2,01	88	136	220	613	365	1843	546
TiCrN	0,53	2,06	90	138	223	616	368	1847	548
TiMoN	0,51	1,98	87	134	218	610	361	1841	543
Инструментальный материал – P6M5K5									
TiN	0,43	1,62	98	171	394	556	398	2045	620
TiAlN	0,48	1,79	110	189	424	532	390	1927	611
TiZrN	0,5	1,82	111	193	433	529	387	1898	605
TiSiN	0,47	1,75	108	184	415	528	385	1911	604
TiFeN	0,5	1,87	114	198	449	541	392	1938	613
TiCrN	0,51	1,90	116	200	454	543	394	1947	617
TiMoN	0,5	1,83	113	195	442	538	390	1923	610

Примечание. Режимы резания: МК8 – $V = 180$ м/мин, $S = 0,15$ мм/об, $t = 0,5$ мм; P6M5K5 – $V = 55$ м/мин, $S = 0,3$ мм/об, $t = 0,75$ мм.

Таким образом, переход от одноэлементного нитридного покрытия к двух- и трехэлементному характеризуется повышением сил трения на передней поверхности режущего инструмента, что подтверждается увеличением длины контакта стружки с передней поверхностью и коэффициента трения на передней поверхности. Соответственно увеличивается пластическая деформация обрабатываемого материала в зоне стружкообразования, о чем свидетельствует рост коэффициента укорочения стружки и составляющих сил резания.

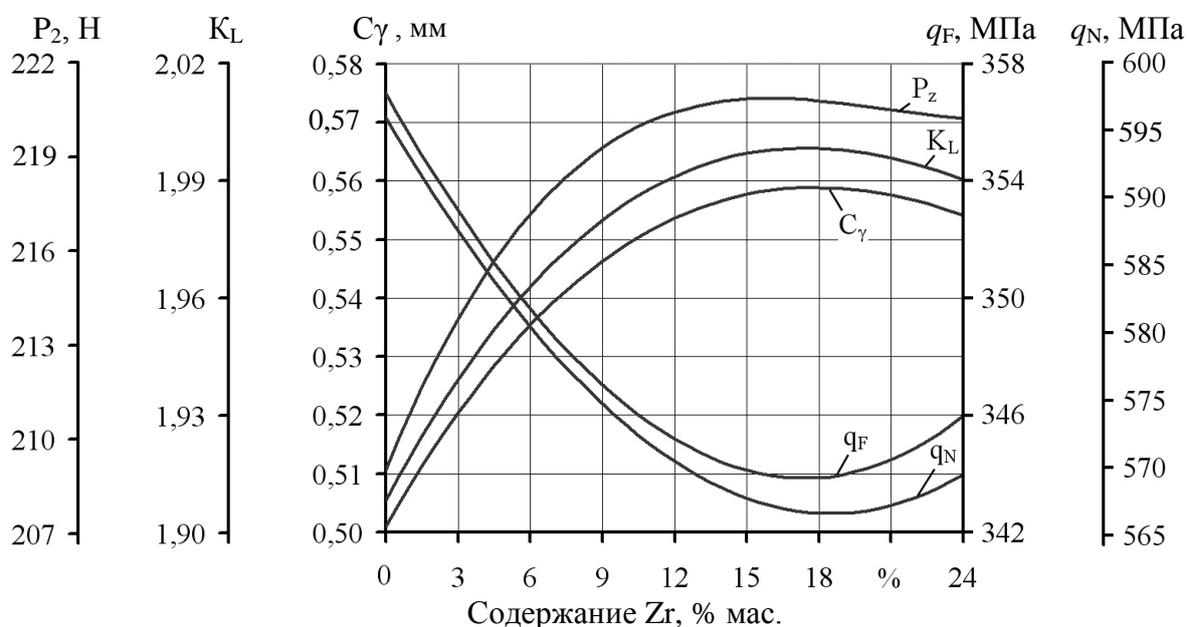


Рис. 4.3. Влияние содержания циркония в покрытии TiAlZrN на контактные характеристики процесса резания при точении заготовок из стали 30ХГСА пластинами МК8

Увеличение длины контакта стружки с передней поверхностью, характерное для инструмента с двух- и трехэлементными покрытиями,

способствует снижению средних удельных нормальных нагрузок и контактных нормальных напряжений на передней поверхности (рис. 4.4) по сравнению с одноэлементными покрытиями. При этом удельные нагрузки на задней поверхности практически не изменяются и остаются на уровне, имеющем место для инструмента с одноэлементным покрытием.

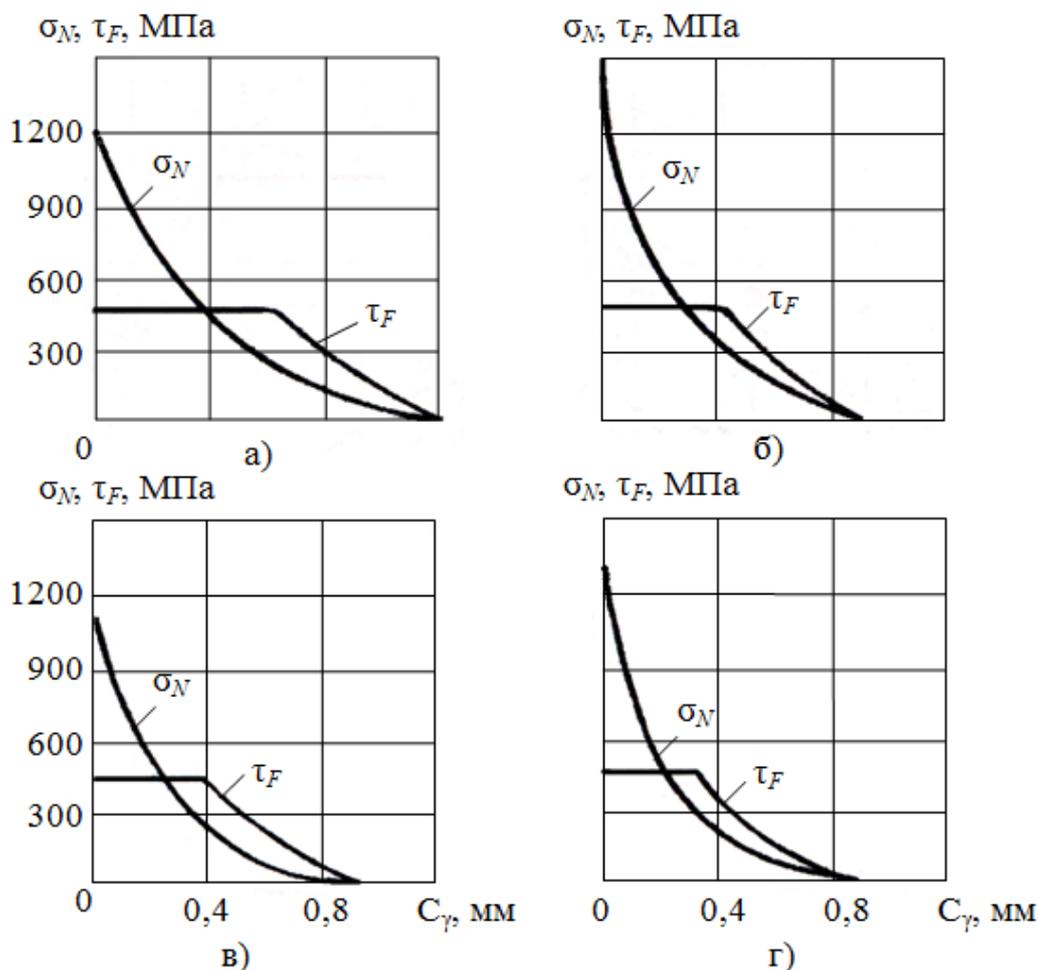


Рис. 4.4. Распределение контактных напряжений на передней поверхности инструмента при точении заготовок из стали 30XГСА:

а – TiN; б – (Ti,Mo)N; в – (Ti,Mo)CN; $V = 120$ м/мин; $S = 0,3$ мм/об; $l = 1,0$ мм

Нанесение карбонитридных покрытий по сравнению с аналогичными по составу нитридными покрытиями снижает длину контакта стружки с передней поверхностью инструмента, силы и коэффициент трения на передней поверхности (табл. 4.1 и 4.2). Соответственно снижаются коэффициент укорочения стружки и составляющие силы резания. Следовательно, процесс резания инструментом с карбонитридными покрытиями сопровождается меньшими пластическими деформациями по сравнению с инструментом с соответствующими по составу нитридными покрытиями. В то же время меньшая длина контакта стружки с передней поверхностью для инструментов с карбонитридными покрытиями повышает контактные нагрузки и напряжения по сравнению с инструментами, имеющими нитридные покрытия. При переходе от одноэлементных к многоэлементным карбонитридным

покрытиям сохраняются все закономерности изменения контактных характеристик процесса резания, как и в случае с нитридными покрытиями.

Нанесение покрытий оказывает влияние на пластическую прочность режущего клина инструмента. Как видно из табл. 4.3, нанесение одноэлементных покрытий снижает пластическую прочность режущего клина инструмента по сравнению с инструментом без покрытия, а использование многоэлементных покрытий ее повышает по сравнению с одноэлементными покрытиями.

Таблица 4.3

Относительное изменение запаса пластической прочности пластин МС318 с покрытиями сложного состава

Обрабатываемый материал	TiN	(Ti,Zr)N	(Ti,Al)N	(Ti,Fe)N
30ХГСА	0,8	1,02	1,11	1,11
12Х18Н10Т	0,77	1,27	1,26	1,02

Примечание. Данные для пластин с покрытиями TiN даны в сравнении с пластинами без покрытия, а для пластин с двухэлементными покрытиями – в сравнении с пластинами с покрытием TiN.

Аналогичное влияние покрытий на контактные характеристики процесса резания проявляется и в условиях прерывистого резания. Как видно из табл. 4.4 и рис. 4.5, нанесение одноэлементных покрытий существенно изменяет характеристики стружкообразования и контактных процессов: снижается длина контакта S_{γ} , коэффициент укорочения K_L , составляющие силы резания. При использовании многоэлементных покрытий проявляются все закономерности изменения контактных характеристик, которые имели место при токарной обработке, и рассмотренные выше. По сравнению с одноэлементными покрытиями для инструмента с многоэлементными покрытиями повышается длина контакта S_{γ} , коэффициент укорочения K_L и составляющие силы резания.

Изменение длины контакта S_{γ} , коэффициента укорочения K_L и составляющих усилия резания при нанесении покрытия приводит к изменению величины контактных напряжений (табл. 4.5). Как видно из табл. 4.5, величина контактных напряжений для инструмента с многоэлементными нитридными покрытиями ниже по сравнению с инструментом с одноэлементными нитридными покрытиями, а контактные напряжения для инструмента с карбонитридными покрытиями выше, чем у аналогичных с нитридными покрытиями.

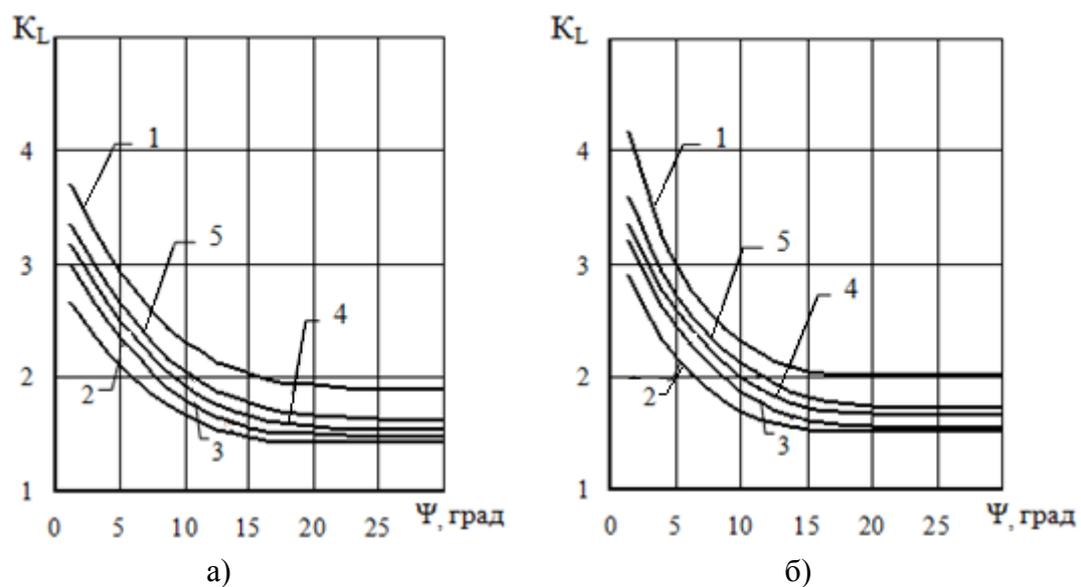


Рис. 4.5. Зависимость коэффициента укорочения стружки от угла поворота фрезы:
 а – $V = 247$ м/мин, б – $V = 157$ м/мин; 1 – МК8, 2 – TiN, 3 – TiCN, 4 – (Ti,Zr)N,
 5 – (Ti,Zr)CN; $S_z = 0,4$ мм/зуб, $t = 1,5$ мм, $B = 20$ мм

Влияние состава покрытия на длину контакта инструмента со стружкой, коэффициент укорочения стружки и силы резания

Инструментальный материал	$C\gamma_{90}$, мм	u_{cy}	Pz_{90} , Н	u_z	$P\gamma_{90}$, Н	u_y	Px_{90} , Н	u_x	K_L^*
$V = 157$ м/мин, $S_z = 0,4$ мм/зуб									
МК8	0,79	0,64	1259	0,69	590	0,52	561	0,70	2,01
TiN	0,62	0,67	1039	0,69	359	0,49	341	0,69	1,50
(Ti,Zr)N	0,66	0,67	1092	0,67	411	0,50	391	0,71	1,67
(Ti,Zr)CN	0,61	0,65	1118	0,69	458	0,48	430	0,70	1,72
$V = 247$ м/мин, $S_z = 0,4$ мм/зуб									
МК8	0,71	0,65	1162	0,71	486	0,51	464	0,73	1,9
TiN	0,56	0,67	1017	0,68	328	0,49	302	0,70	1,42
(Ti,Zr)N	0,59	0,66	1032	0,69	374	0,49	355	0,72	1,56
(Ti,Zr)CN	0,55	0,67	1069	0,69	404	0,47	376	0,70	1,59

* Коэффициент укорочения стружки K_L указан для угла поворота фрезы, равного 47° .

Материал заготовки: сталь 5ХНМ; $t = 1,5$ мм; $B = 20$ мм; $h_3 = 0,1$ мм.

Влияние состава покрытия на контактные напряжения на передней поверхности режущего инструмента в конце рабочего хода фрезы

Инструментальный материал	Режим резания	σ_N , МПа	τ_F , МПа
МК8	$V = 247$ м/мин, $S_z = 0,4$ мм/зуб	3500	572
TiN		3217	381
(Ti,Zr)N		3164	454
(Ti,Zr)CN		3450	473
МК8	$V = 157$ м/мин, $S_z = 0,4$ мм/зуб	3462	613
TiN		2990	414
(Ti,Zr)N		2943	471
(Ti,Zr)CN		3265	516

Материал заготовки: сталь 5ХНМ; $t = 1,5$ мм; $B = 20$ мм; $h_3 = 0,1$ мм; $\psi = 47$ град.

4.2. Наростообразование при резании инструментом с покрытием

Условия, при которых термомеханическое и физико-химическое состояние зоны контактирования инструментального и обрабатываемого материалов приводит к формированию застойной зоны и нароста, зависят от многих факторов. Одним из важнейших факторов является физико-химическое сродство обрабатываемого и инструментального материалов. При возрастании степени такого сродства увеличивается вероятность схватывания локальных объемов инструментального и обрабатываемого материалов на участке пластического контакта, приводящего к возникновению застойной зоны, которая состоит из частиц обрабатываемого материала. При возникновении условий, приводящих к термомеханическому упрочнению локальных объемов обрабатываемого материала в пределах застойной зоны, формируется устойчивый нарост, который при достаточно длительном времени существования может выполнять функции дополнительного режущего элемента. Роль внешнего трения при этом значительно снижается, так как контактное взаимодействие будет определяться формой и геометрическими параметрами нароста, а контактные характеристики будут зависеть от когезионных сил трения между поверхностью сформированного нароста и прирезцовой поверхностью стружки.

Одноэлементные покрытия (TiN, CrN, MoN) заметно уменьшают параметры нароста (высоту h_n и длину l_n), снижают диапазон скоростей устойчивого наростообразования (рис. 4.6). Скорость резания v_n , при которой формируется нарост максимальной высоты $h_{n \max}$, смещается для инструмента с покрытием на 20 ... 50% в область более высоких значений (рис. 4.6, V_{nTiN} , V_{nMoN}).

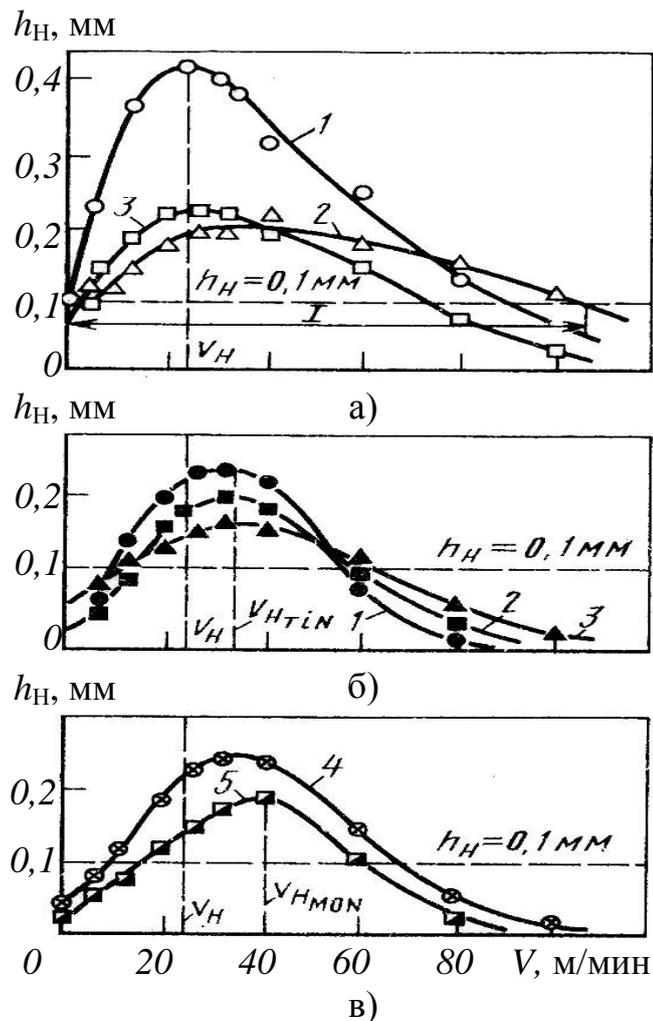


Рис. 4.6. Влияние покрытия на параметры нароста при свободном поперечном точении стали 45:

а – P6M5, б – P6M5-TiN, 1 – $a = 0,26$ мм, 2 – $a = 0,105$ мм, 3 – $a = 0,037$ мм; в – P6M5-CrN (4), P6M5-MoN (5), $a = 0,26$ мм; I, II, III – диапазон скоростей активного наростообразования соответственно для P6M5, P6M5-TiN, P6M5-MoN

Влияние покрытия на наростообразование в значительной степени определяется сочетанием толщины срезаемого слоя и скорости резания. С повышением толщины срезаемого слоя влияние покрытия на наростообразование возрастает (рис. 4.6), при малых значениях толщины срезаемого слоя это влияние снижается.

Состав покрытия оказывает существенное влияние на наростообразование (рис. 4.6), причем в некоторых случаях покрытие заметно изменяет диапазон скоростей, при которых образуется нарост.

Известно, что форма нароста может существенно влиять на геометрические параметры инструмента и соответственно на параметры процесса резания. Соотношение h_n/l_n во многом определяет фактический передний угол γ_{ϕ} , от которого в значительной степени зависят характеристики контактных процессов и стружкообразования. Обычно с ростом соотношения h_n/l_n значение γ_{ϕ} увеличивается.

Нанесение покрытий заметно снижает отношение h_n/l_n , особенно для больших толщин срезаемого слоя и, следовательно, уменьшает фактический передний угол, причем эта тенденция возрастает по мере роста толщины срезаемого слоя и уменьшения переднего угла (табл. 4.6). Последнее свидетельствует о снижении влияния геометрических параметров нароста на характеристики процесса резания для инструмента с покрытием. Результатом этого является снижение разницы в значениях периода стойкости быстрорежущего инструмента с покрытием и без покрытия в условиях наростообразования.

Таблица 4.6

Влияние скорости резания на геометрические параметры нароста при точении стали 45

Инструментальный материал	a , мм	h_n/l_n при v , м/мин						
		4,8	10,2	15	19,8	30	40,2	60
P6M5	0,035	0,5	–	0,46	–	0,59	0,45	0,52
	0,105	0,48	0,54	0,41	0,29	0,28	0,31	0,64
	0,215	–	0,73	–	0,58	0,43	0,5	–
P6M5-TiN	0,035	0,3	–	0,26	–	0,29	0,31	0,23
	0,105	–	–	0,35	0,45	0,26	0,28	–
	0,215	0,38	0,4	0,23	0,2	–	–	–

4.3. Тепловое состояние режущего инструмента с покрытием

Тепловое состояние режущей части инструмента является своеобразным индикатором, отражающим характер протекающего процесса резания. С повышением температуры инициируются макро- и микроразрушения контактных площадок режущего инструмента.

Изменение теплового состояния при резании инструментом с покрытием возможно по двум причинам: за счет теплофизических свойств материала покрытия и за счет изменения условий контактного взаимодействия на передней поверхности.

Имеющиеся в литературе данные [29] свидетельствуют об отсутствии влияния теплофизических свойств покрытий на тепловое состояние инструмента при непрерывном резании. Специфика прерывистого резания, связанная с чередованием рабочего и холостого ходов инструмента, вызывает необходимость проведения такой оценки.

Оценим влияние теплофизических свойств покрытия на тепловое состояние инструмента на примере торцового фрезерования. Известно, что баланс теплоты между двумя телами определяется их теплофизическими свойствами и начальным распределением в них температур. Так как покрытие на задней поверхности инструмента разрушается уже в начальный период резания, его теплофизические свойства не будут влиять на итоговые тепловые потоки через площадки контакта по передней и задней поверхностям инструмента. В то же время мощность теплового потока через площадку контакта на задней поверхности инструмента, рассчитанная на основе

экспериментального определения сил резания и контактных характеристик при торцовом фрезеровании, составляет 16 ... 18% от мощности теплового потока, протекающего через площадку контакта на передней поверхности. Учитывая это, влияние покрытия на распределение тепла в зоне резания рассмотрим на модели, представленной на рис. 4.7.

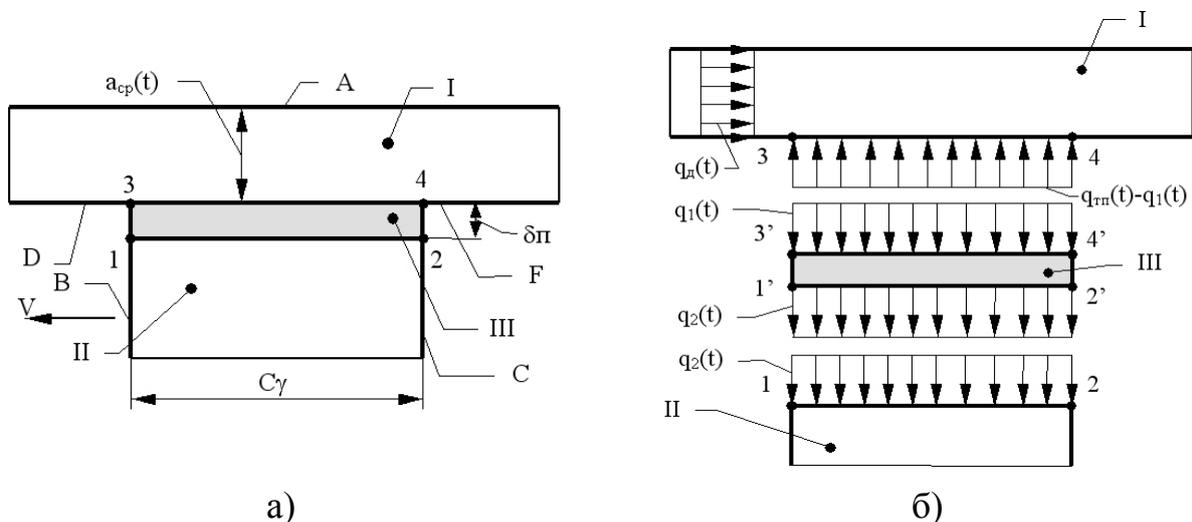


Рис. 4.7. Схема для оценки влияния теплофизических свойств покрытия на тепловое состояние режущего инструмента (а) и расположение источников и стоков теплоты (б):
 I – стружка; II – режущий инструмент; III – покрытие

Согласно данной модели режущий инструмент рассматривается в виде стержня II с покрытием на торце, по которому скользит стружка в виде бесконечного стержня I. Температура стружки, ее толщина a_{cp} и скорость перемещения V относительно режущего инструмента изменяются в зависимости от времени t . На площадке контакта 3 – 4 режущего инструмента со стружкой (рис. 4.7, б) действует равномерно распределенный источник теплоты трения, интенсивность $q_{тр}(t)$ которого изменяется во времени. Поверхности А, В, С, D, F принимаем адиабатичными. Стружка получает предварительный нагрев от источника теплоты деформации интенсивностью $q_d(t)$. В соответствии с работой [29] можно принять, что интенсивности итоговых тепловых потоков в покрытие $q_1(t)$ и из него в инструмент $q_2(t)$ распределены равномерно по площадкам контакта 3 – 4 и 1 – 2, а для стружки источники теплоты деформации и трения с интенсивностями $q_d(t)$ и $q_{тр}(t)$ соответственно являются быстродвижущимся. Используя методику работы [30] и экспериментально определив необходимые для расчета данные по силам резания, коэффициенту укорочения стружки и длине контакта по передней поверхности режущего инструмента, можно найти величины интенсивностей тепловых потоков $q_1(t)$ и $q_2(t)$ и среднюю температуру на площадке 3 – 4 в каждый момент времени.

Как видно из рис. 4.8, различие средних температур для инструмента с покрытиями без покрытия составляет 1 ... 6%, а максимальное различие наблюдается в начальные моменты времени контакта, что соответствует наибольшему градиенту температур между поверхностью контакта 3 – 4 и

объемами режущего инструмента. При этом разница между температурами инструментов с различными покрытиями составляет 0,4 ... 3%. Учитывая, что для тугоплавких соединений, используемых в качестве покрытий и полученных осаждением из газовой фазы, характерны более высокие значения теплопроводности (до 80%), чем для массивных материалов, погрешность определения температур в результате пренебрежения теплофизическими свойствами покрытий будет еще меньше.

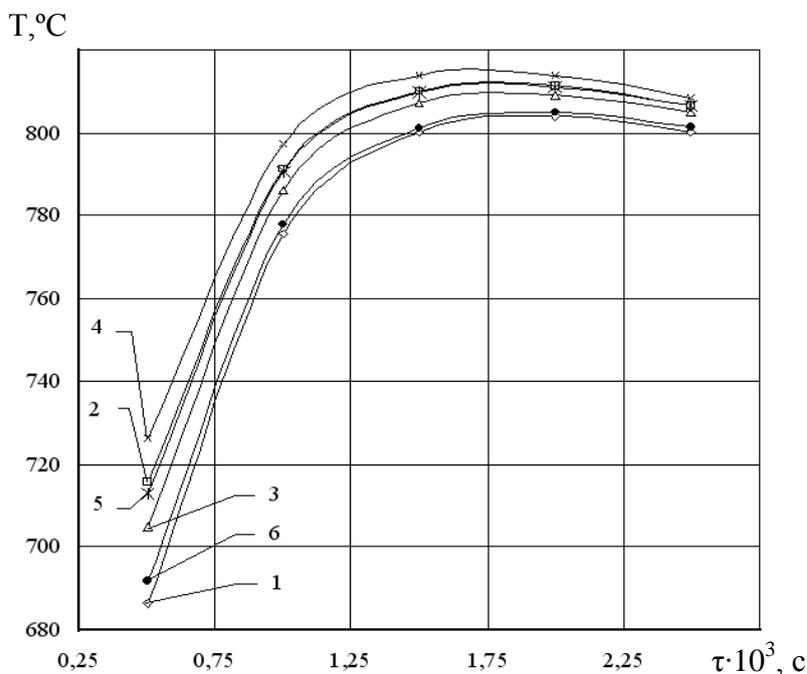


Рис. 4.8. Влияние покрытия на среднюю температуру контакта на площадке «3 – 4» инструмента со стружкой:
 1 – без покрытия; 2 – TiN; 3 – ZrN; 4 – TiCN; 5 – ZrCN; 6 – TiCN [4]: BK6,
 $V = 247$ м/мин, $C\gamma = 0,16$ мм, $h_{\text{п}} = 8$ мкм

Учитывая, что при торцовом фрезеровании длина контакта инструмента со стружкой изменяется от нуля до своего максимального значения, погрешность определения температуры будет еще меньше, так как одно и то же количество теплоты будет приходиться на меньший объем материала покрытия. В результате этого насыщение теплотой объемов материала инструмента будет происходить быстрее. Кроме того, в начальные моменты времени тепловой поток со стороны задней поверхности направлен в сторону режущего инструмента [30]. Это также приводит к более быстрому прогреву объемов материала и снижению величины теплового потока со стороны передней поверхности инструмента. В результате различие температур на площадках контакта режущего инструмента с покрытием и без него будет уменьшаться значительно быстрее. Таким образом, теплофизические свойства покрытия во время рабочего хода практически не влияют на температуру на контактных площадках режущего инструмента, также как и при непрерывном резании [29]. Расчеты контактных температур во время холостого хода для режущего

инструмента без покрытия и с покрытиями, проведенные в работе [35], также показали отсутствие влияния на них теплофизических свойств покрытий.

Таким образом, как и при непрерывной, так и при прерывистой обработке основной причиной изменения теплового состояния инструмента является изменение контактных характеристик процесса резания при нанесении покрытия.

При токарной обработке нанесение одноэлементных покрытий нитрида титана приводит к уменьшению общего количества теплоты Q , образующейся в процессе резания, теплоты трения по передней Q_{mn} и задней Q_3 поверхности. При этом разница в общем количестве теплоты для инструмента с покрытием и без покрытия с увеличением скорости резания возрастает. Применение покрытий нитрида титана приводит к перераспределению тепловых потоков и изменению интенсивностей тепловых источников на передней и задней поверхностях. Уменьшение длины контакта C_γ , коэффициента K_L и составляющих сил резания P_z , P_y и P_x при нанесении одноэлементных покрытий приводит к снижению интенсивности тепловых источников деформации q_d и трения $q_{тп}$ на передней поверхности режущего инструмента. Следует отметить, что интенсивность теплового источника от трения на передней определяется площадью, на которой действует данный источник. Площадь, в свою очередь, зависит от длины контакта стружки с передней поверхностью инструмента. В случае более интенсивного снижения длины контакта стружки с передней поверхностью по сравнению со снижением силы трения интенсивность теплового источника трения по передней поверхности $q_{тп}$ может возрасти, как это имеет место с ростом контактных нагрузок и напряжений, рассмотренных в п. 4.1. В результате снижения интенсивностей q_d и $q_{тп}$ уменьшается интенсивность теплового потока q_n в режущий клин инструмента со стороны передней поверхности. Уменьшение количества теплоты, поступающей в инструмент с покрытием в результате снижения длины контакта C_γ и интенсивности теплового потока в режущий клин инструмента со стороны передней поверхности ведет к уменьшению интенсивности теплового потока q_3 через заднюю поверхность в заготовку.

Аналогичное влияние контактных характеристик и составляющих усилия резания на изменение интенсивности тепловых источников q_d и $q_{тп}$ и тепловых потоков q_n и q_3 наблюдается и при нанесении многоэлементных покрытий. Нанесение двухэлементных нитридных покрытий приводит к изменению мощности и интенсивности тепловых потоков на передней и задней поверхностях режущего инструмента. Более высокие значения сил резания и длины контакта C_γ , характерные для инструмента с данными покрытиями, вызывают увеличение мощности тепловых потоков на передней поверхности Q_n по сравнению с инструментом с однослойным покрытием TiN (рис. 4.9).

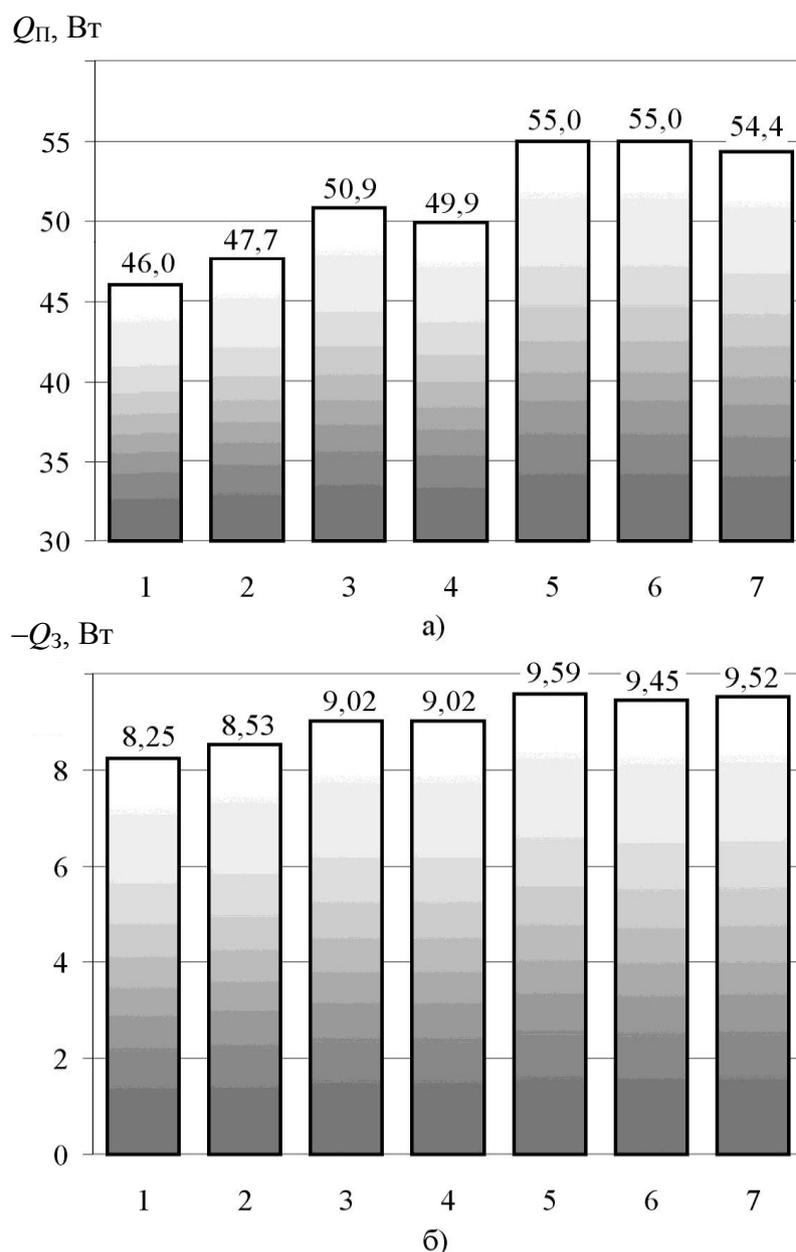


Рис. 4.9. Влияние состава покрытия на мощность теплового потока на передней $Q_{\text{п}}$ (а) и задней $Q_{\text{з}}$ (б) поверхностях пластин МК8:
 $V = 180$ м/мин, $S = 0,15$ мм/об, $t = 0,5$ мм,
 1 – TiN; 2 – TiAlN; 3 – TiZrN; 4 – TiSiN; 5 – TiFeN; 6 – TiCrN; 7 – TiMoN

Легирующие элементы по-разному влияют на величину интенсивности теплового потока $q_{\text{п}}$ на передней поверхности (рис. 4.10). Так, легирование покрытия TiN цирконием, кремнием и алюминием приводит к снижению величины $q_{\text{п}}$, железом, хромом и молибденом – несколько ее повышает. Увеличение мощности теплового потока на передней поверхности $Q_{\text{п}}$, характерное для инструмента с двухэлементными покрытиями, повышает мощность теплового потока $Q_{\text{з}}$ на задней поверхности режущего инструмента, что приводит и к увеличению его интенсивности $q_{\text{з}}$.

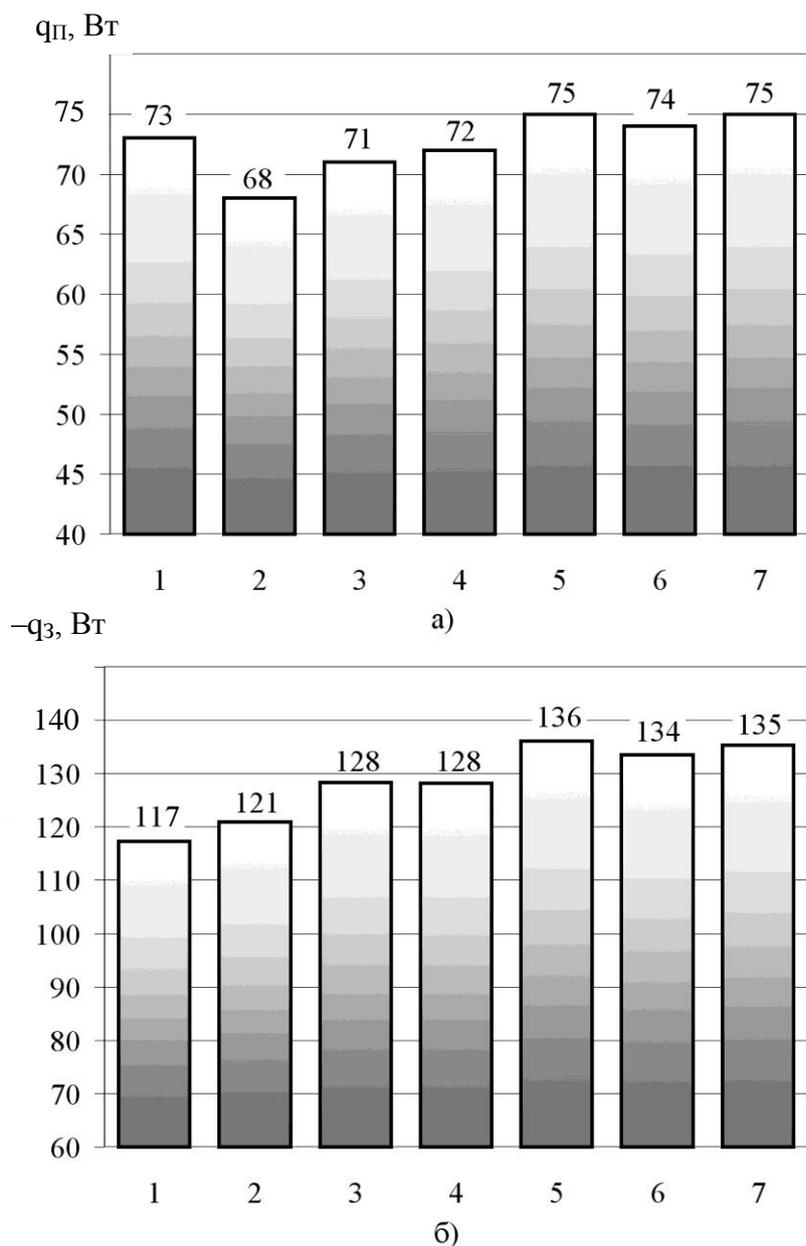


Рис. 4.10. Влияние состава покрытия на интенсивность тепловых потоков на передней q_p (а) и задней q_z (б) поверхностях пластин МК8:

$V = 180$ м/мин, $S = 0,15$ мм/об, $t = 0,5$ мм,

1 – TiN; 2 – TiAlN; 3 – TiZrN; 4 – TiSiN; 5 – TiFeN; 6 – TiCrN; 7 – TiMoN

При нанесении трехэлементных нитридных покрытий более интенсивное увеличение длины контакта C_γ , которое имеет место для инструмента с данными покрытиями, по сравнению с повышением мощности теплового потока Q_n ведет к уменьшению интенсивности теплового потока q_p (табл. 4.7). Увеличение мощности теплового потока Q_n и длины контакта стружки C_γ вызывает изменение мощности теплового потока на задней поверхности Q_z и его интенсивности q_z – их увеличение или снижение в зависимости от состава покрытия. Такое неоднозначное изменение величин Q_z и q_z связано с перераспределением тепловых потоков в режущем клине инструмента с покрытиями из-за различной степени увеличения длины контакта стружки C_γ и

мощности теплового потока Q_n . Влияние содержания легирующего элемента в трехэлементном покрытии на тепловое состояние режущего инструмента показано на рис. 4.11.

Таблица 4.7

Влияние состава многоэлементного покрытия на показатели теплового состояния режущего инструмента из твердого сплава МК8 при точении заготовок из стали 30ХГСА

№	Покрытие	Q_n , Вт	Q_3 , Вт	q_n , МВт/м ²	q_3 , МВт/м ²	T_{ncp} , °С	$T_{зcp}$, °С
1	TiAlN	47,7	-8,53	68,0	-121	899	428
2	TiAlCrN	50,6	-8,92	66,1	-127	952	472
3	TiAlZrN	48,9	-8,60	64,9	-122	923	449
4	TiAlSiN	48,5	-8,34	63,4	-117	909	442
5	TiSiN	49,9	-9,02	72,0	-128	879	428
6	TiSiCrN	53,0	-9,32	67,4	-133	924	472
7	TiSiAlN	50,4	-8,31	63,4	-120	901	439
8	TiSiZrN	50,6	-8,83	67,4	-127	901	446
9	TiZrN	50,9	9,02	71	128	911	447
10	TiZrCrN	53,7	8,42	66,0	119	947	489
11	TiZrAlN	52,6	8,28	66,4	117	925	466
12	TiZrSiN	52,3	8,24	66,1	117	915	461

Примечание. Режимы резания: $V = 180$ м/мин, $S = 0,15$ мм/об, $t = 0,5$ мм.

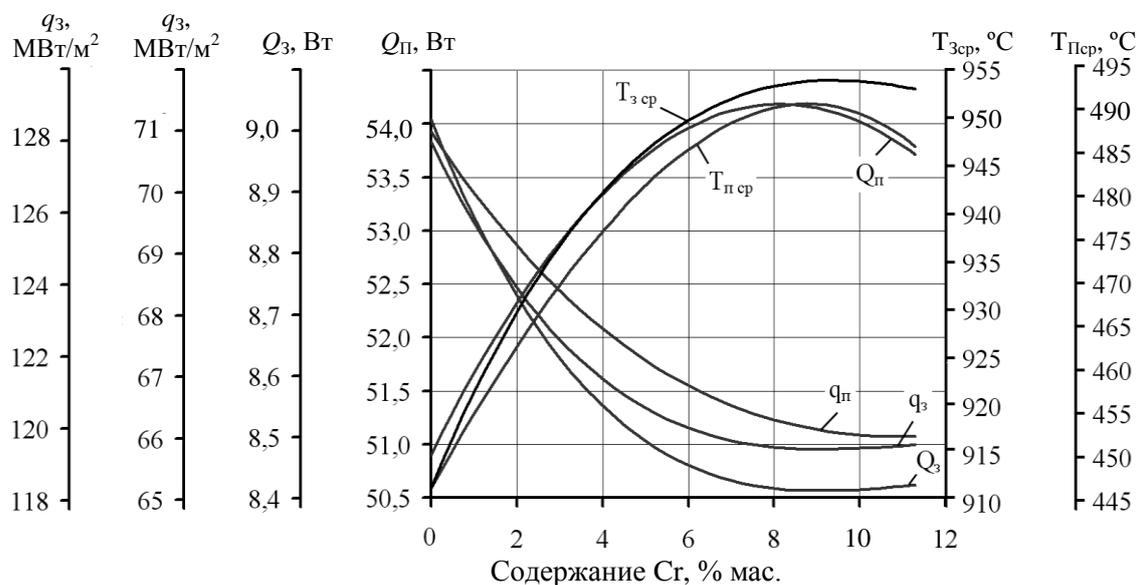


Рис. 4.11. Влияние содержания хрома в покрытии TiZrCrN на показатели теплового состояния режущего инструмента из твердого сплава МК8 при точении заготовок из стали 30ХГСА:

Q_p и Q_3 – мощность теплового потока на передней и задней поверхностях режущего инструмента, q_p и q_3 – интенсивности тепловых потоков на передней и задней поверхностях режущего инструмента, $T_{пcp}$ и $T_{зcp}$ – средние температуры на передней и задней поверхностях

При переходе от нитридных покрытий к карбонитридным наблюдается увеличение интенсивности теплового источника $q_{\text{тп}}$ трения по передней поверхности, связанное с уменьшением размеров теплового источника при уменьшении длины контакта C_{γ} и роста его мощности в результате увеличения величины K_L и составляющих усилия резания. В результате этого тепловой поток концентрируется на меньшей площадке, и интенсивность потока q_n возрастает. Кроме того, концентрация теплоты около режущей кромки приводит к росту градиента температур между инструментом и заготовкой, вследствие чего увеличивается сток тепла через заднюю поверхность q_3 .

Увеличение скорости резания вызывает повышение интенсивности тепловых источников и тепловых потоков в зоне резания. Это связано, с одной стороны, с уменьшением размеров источников теплообразования в зоне резания в результате снижения длины контакта C_{γ} и коэффициента укорочения стружки K_L , а с другой стороны, с ростом их мощности в результате увеличения скорости резания. Наибольшее снижение интенсивности источников тепла q_d и $q_{\text{тп}}$ и тепловых потоков q_n и q_3 по сравнению с инструментом без покрытия, как и при работе на низких скоростях резания, так и высоких, характерно для инструмента с многоэлементными покрытиями по сравнению с одноэлементными.

Изменение размеров контакта инструмента со стружкой и интенсивности тепловых потоков q_n и q_3 в результате нанесения покрытия отражается на количестве теплоты, поступающей в режущий клин за единицу времени. Нанесение покрытий снижают мощность итогового теплового потока в инструмент Q и теплового потока через переднюю поверхность Q_n за счет уменьшения площади контакта стружки с передней поверхностью, что благоприятно отражается на его тепловом состоянии. В то же время изменение мощности теплового потока через заднюю поверхность Q_3 определяется составом покрытия: нитридные покрытия ее снижают, а карбонитридные – увеличивают. При переходе от одноэлементных покрытий к многоэлементным мощности тепловых потоков увеличиваются.

Снижение мощности итогового теплового потока Q в результате нанесения покрытия уменьшает температуру на контактных площадках и в режущем клине инструмента. Наибольшее уменьшение температуры на передней и задней поверхности наблюдается для покрытия TiN (рис. 4.12). В то же время максимальная температура смещается в сторону режущей кромки и задней поверхности. Нанесение многоэлементных покрытий увеличивает температуру на передней поверхности по сравнению с покрытием TiN. При этом максимальная температура отодвигается по передней поверхности в сторону от режущей кромки, что положительно сказывается на тепловом состоянии режущего инструмента. Температура на задней поверхности увеличивается незначительно (в пределах 5%). Увеличение температуры объясняется более высокими значениями мощности итогового теплового потока Q , характерными для данных покрытий.

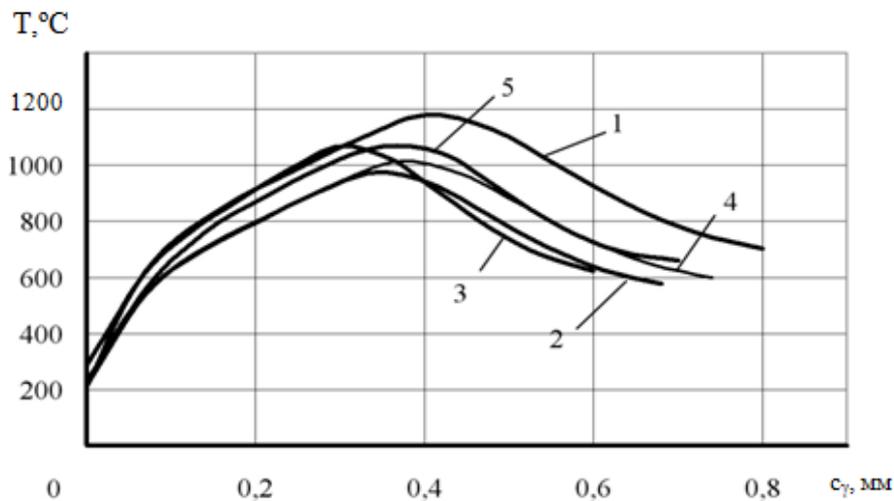


Рис. 4.12. Влияние состава покрытия на распределение температуры $T_{\text{п}}$ по площадке контакта на передних поверхностях инструмента:
 $V = 160$ м/мин; $S = 0,3$ мм/об; $t = 1$ мм;
 1 – без покрытия; 2 – TiN; 3 – TiCN; 4 – TiZrN; 5 – TiZrCN

Как видно из рис. 4.12, для инструмента с карбонитридными покрытиями максимальная температура на передней поверхности сдвинута ближе к режущей кромке по сравнению с нитридными покрытиями, что вызывает для них повышение температуры на задней поверхности.

При токарной обработке заготовок из конструкционных сталей нанесение одноэлементных покрытий TiN уменьшает температуру в приконтактных слоях режущего клина по передней и задней поверхностям, а изотермы температур смещаются в сторону задней поверхности и режущей кромки (рис. 4.13).

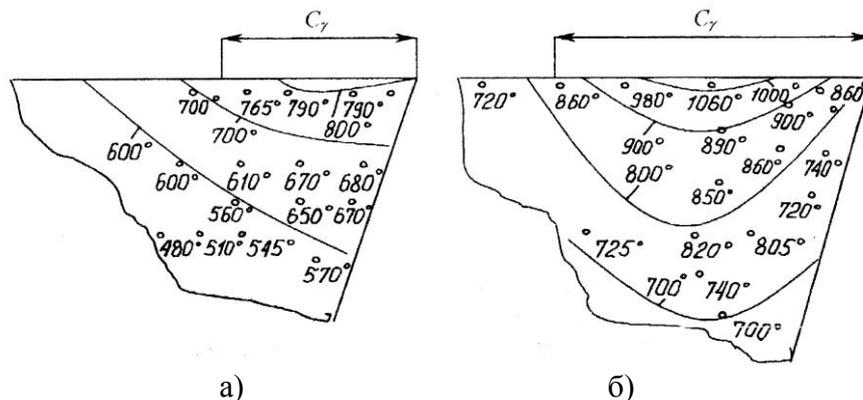


Рис. 4.13. Распределение температуры в режущем клине инструмента с покрытием TiN (а) и без покрытия (б) при точении заготовок из стали 35ХГСА:
 $V = 70$ м/мин, $S = 0,45$ мм/об, $t = 2$ мм

Увеличение длины контакта C_{γ} для инструмента с двухэлементными покрытиями по сравнению с покрытием TiN приводит к смещению изотерм температурных полей в режущем клине инструмента в сторону от задней поверхности и от режущей кромки. Рост мощности теплового источника на передней поверхности $Q_{\text{п}}$, характерный для режущего инструмента с такими покрытиями, сдвигает изотермы в сторону, противоположную передней

поверхности – вглубь инструментальной основы. Рост длины контакта стружки с передней поверхностью у инструмента с трехэлементными покрытиями по сравнению с двухэлементными еще больше смещает изотермы температуры в режущем клине в сторону от режущей кромки и от задней поверхности (рис. 4.14). Сказанное выше говорит о более благоприятном тепловом состоянии режущего инструмента с многоэлементными покрытиями.

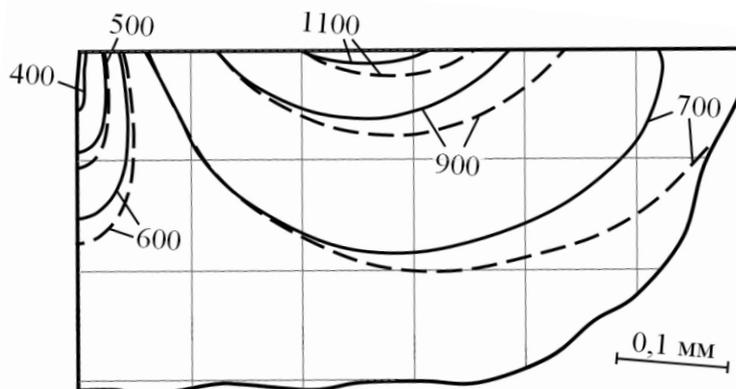


Рис. 4.14. Распределение температуры (°C) в режущем клине инструмента с покрытиями: сплошная линия – TiZrN; пунктирная линия – TiZrFeN (1,35% мас. Fe). Инструментальный материал – МК8

С ростом скорости резания и уменьшением подачи наблюдается тенденция смещения изотерм максимальных температур в сторону режущей кромки и к задней поверхности инструмента. В этом случае существенно снижается вероятность образования лунки изнашивания на передней поверхности инструмента, увеличивается тенденция отказа инструмента вследствие превалирующего изнашивания задней поверхности. С ростом подачи при любых скоростях резания тепловое состояние инструмента определяется трением на передней поверхности, и изотерма максимальных температур ориентируется относительно этого источника теплоты. В этом случае значительно увеличивается вероятность появления лунки износа, а работоспособность инструмента будет определяться ее критическими значениями.

С ростом подачи разница между тепловым состоянием инструмента с покрытием и без покрытия становится меньше. Очевидно, это связано со все большим влиянием теплового источника от трения по передней поверхности на общее количество теплоты, поступающее в инструмент, причем тенденция к снижению полной длины контакта по передней поверхности для инструмента с покрытием в значительной степени уменьшается по мере роста подачи.

С ростом скорости резания тепловая напряженность режущей части инструмента возрастает, а разница между тепловым состоянием инструмента с покрытием и без покрытия становится значительно больше.

Таким образом, с точки зрения оценки теплового состояния режущего инструмента, большой эффект от покрытия может быть достигнут при сочетании высоких скоростей резания с малыми и средними подачами.

Нанесение покрытия приводит к перераспределению количества теплоты, образующегося в зоне резания, между инструментом, стружкой и заготовкой (табл. 4.8). Уменьшение коэффициента укорочения стружки K_L , которое имеет место при нанесении покрытия, ведет к повышению скорости перемещения стружки по передней поверхности инструмента. В тоже время, снижение полной длины контакта стружки с передней поверхностью C_γ уменьшает площадь теплового источника от трения на передней поверхности. Оба этих фактора приводят к тому, что количество теплоты, уходящее со стружкой, увеличивается, а количество теплоты, поступающей в инструмент и заготовку, снижается. Кроме того, уменьшение интенсивности источника теплоты деформации и его размеров для инструмента с покрытием уменьшает подогрев стружки и увеличивает ее способность аккумулировать теплоту трения, образующуюся на передней поверхности, что также способствует уменьшению доли теплоты, уходящей в инструмент со стороны передней поверхности по сравнению с инструментом без покрытия. Таким образом, изменение контактных характеристик процесса резания, интенсивности тепловых источников в зоне резания в результате нанесения покрытия увеличивает долю теплоты, уходящей в стружку, и уменьшению – в инструмент и заготовку. Независимо от состава, покрытия примерно одинаково изменяют баланс тепла между инструментом, стружкой и заготовкой.

Таблица 4.8

Тепловой баланс при резании твердосплавным инструментом с покрытиями

Режим резания	Тип покрытия	Мощность теплового потока, $Q \cdot 10^{-8}$ Вт	Тепловой баланс, %		
			стружка	инструмент	заготовка
V = 160 м/мин; S = 0,3 мм/об; t = 1 мм	MK8	3,732	60,4	23,9	15,7
	TiN	2,907	69,8	15,7	14,5
	TiCN	3,019	68,6	16,5	14,9
	(Ti,Zr)N	3,100	66,4	18,1	15,5
	(Ti,Zr)CN	3,303	65,5	18,5	16,0
V = 200 м/мин; S = 0,3 мм/об; t = 1 мм	MK8	4,039	66,6	19,2	14,2
	TiN	3,060	74,5	11,8	13,7
	TiCN	3,110	73,7	12,7	13,6
	(Ti,Zr)N	3,196	72,2	13,8	14,0
	(Ti,Zr)CN	3,283	71,4	14,4	14,2

Аналогичное перераспределение тепловых потоков характерно и для быстрорежущего инструмента с покрытиями. Как видно из табл. 4.9, наблюдается заметное перераспределение тепловых источников в зоне резания инструментом с различными вариантами покрытий. В частности, увеличивается количество теплоты, отводимое со стружкой, уменьшаются тепловые потоки в заготовку и инструмент, причем такая схема перераспределения тепловых

потоков сохраняется для достаточно широкого диапазона изменения скорости резания и подачи. Тот факт, что, несмотря на достаточно ощутимое уменьшение мощности двух основных источников теплоты – от трения по передней поверхности и деформационного, общее количество теплоты в стружке даже увеличивается, несомненно, свидетельствует о положительном изменении процесса резания за счет температурного разупрочнения срезаемого слоя и снижения сопротивляемости пластическому сдвигу материала как по длине плоскости сдвига, так и на участке пластического контакта. Таким образом, благоприятное перераспределение тепловых потоков при резании инструментом с покрытием является еще одной чрезвычайно важной управляющей функцией покрытия с точки зрения улучшения обрабатываемости резанием и увеличения работоспособности инструмента.

Таблица 4.9

Тепловой баланс при резании быстрорежущим инструментом с покрытиями

V, м/мин	S, мм/об	Инстру- ментальный материал, покрытие	Общее количество теплоты, Дж	Тепловой баланс, %		
				стружка	заготовка	инстру- мент
20	0,15	P6M5	268,5	31,18 33,56 44,26	61,91 60,3 50,87	6,91 6,14 4,87
30			389,0			
50			683,5			
50	0,08		332,2	35,63 64,8 68,27	56,59 30,71 28,07	7,78 4,46 3,66
	0,25		840,2			
	0,34		996,9			
20	0,15	P6M5 – TiN	260,9	33,02 38,73 44,9	60,09 55,56 50,48	6,89 5,71 4,62
30			339,0			
50			477,8			
50	0,08		341,9	30,91 46,54 58,63	60,74 49,62 38,08	7,35 3,84 3,29
	0,25		795,2			
	0,34		876,6			

Рассмотрим тепловое состояние режущего инструмента при прерывистом резании, в частности при торцовом фрезеровании.

Как и при токарной обработке, уменьшение длины контакта стружки с передней поверхностью S_{γ} , коэффициента укорочения стружки K_L и составляющих усилия резания P_z , P_y и P_x при нанесении одноэлементного покрытия TiN снижает интенсивность тепловых источников q_d и $q_{тп}$, в результате чего уменьшается интенсивность теплового потока в режущий клин инструмента со стороны передней поверхности $q_{п}$ (табл. 4.10). Уменьшение количества теплоты, поступающей в режущий инструмент с покрытием TiN, в результате снижения длины контакта S_{γ} и интенсивности теплового потока $q_{п}$, приводит к снижению интенсивности теплового потока через заднюю поверхность в заготовку q_3 по сравнению с инструментом без покрытия.

Таблица 4.10

Влияние состава покрытия на интенсивности источников теплоты деформации q_d , теплоты трения по передней поверхности $q_{тп}$ и итоговых потоков q_n и q_3

Инструментальный материал	Режим резания	q_d , 10^9 Вт/м ²	$q_{тп}$, 10^8 Вт/м ²	q_n , 10^8 Вт/м ²	q_3 , 10^8 Вт/м ²
МК8	V = 247 м/мин, S _z = 0,4 мм/зуб	5,66	11,95	4,17	- 7,33
TiN		5,15	11,00	2,98	- 3,87
TiCN		5,13	12,90	3,37	- 4,09
(Ti,Zr)N		5,25	12,00	3,43	- 4,59
(Ti,Zr)CN		5,20	14,10	3,82	- 5,15
МК8	V = 157 м/мин, S _z = 0,4 мм/зуб	3,78	8,26	4,17	- 7,33
TiN		3,27	7,11	2,98	- 4,27
TiCN		3,39	8,19	3,37	- 4,82
(Ti,Zr)N		3,41	7,32	3,43	- 5,26
(Ti,Zr)CN		3,40	8,95	3,82	- 5,75

Материал заготовки: сталь 5ХНМ; t = 1,5 мм; B = 20 мм; h₃ = 0,1 мм; ψ = 47 град.

Аналогичное влияние контактных характеристик и составляющих силы резания на изменение интенсивности тепловых источников q_d и $q_{тп}$ и тепловых потоков q_n и q_3 наблюдается и при нанесении многоэлементных покрытий. Увеличение длины контакта C_γ , коэффициента укорочения стружки K_L и составляющих силы резания P_z , P_y и P_x , характерное при нанесении таких покрытий, по сравнению с покрытием TiN вызывает рост интенсивности тепловых источников q_d и $q_{тп}$, так как рост мощности источников тепла опережает увеличение их размеров. Это приводит к увеличению интенсивности теплового потока q_n и, соответственно, увеличению интенсивности теплового потока q_3 (табл. 4.8). При переходе от нитридных покрытий к карбонитридным наблюдается увеличение интенсивности теплового источника $q_{тп}$, что связано с уменьшением размеров теплового источника при уменьшении длины контакта C_γ и роста его мощности в результате увеличения коэффициента укорочения стружки K_L и составляющих силы резания P_z , P_y и P_x .

Изменение размеров площади контакта режущего инструмента со стружкой и интенсивности тепловых потоков q_n и q_3 при нанесении покрытий приводит к изменению количества теплоты, поступающего в режущий клин. Покрытия уменьшают мощность тепловых потоков через площадки контакта по передней Q_n и задней Q_3 поверхностям инструмента и мощность итогового теплового потока в инструмент Q , что благоприятно отражается на его тепловом состоянии (табл. 4.11). В наибольшей степени снижает мощность тепловых потоков Q_n и Q_3 и итогового потока Q нанесение покрытия TiN. При переходе от одноэлементных покрытий к многоэлементным мощность тепловых потоков Q_n , Q_3 и итогового потока Q увеличивается, аналогично увеличению интенсивности тепловых потоков q_n и q_3 .

Таблица 4.11

Влияние состава покрытия на мощность итоговых потоков Q_p , Q_z и суммарного потока Q .
Тепловой баланс процесса торцового фрезерования инструментом
с различными покрытиями

Инструментальный материал	Режим резания	Q , Вт	Q_p , Вт	Q_z , Вт	Общее количество теплоты за один цикл работы, Дж	Тепловой баланс, %		
						стружка	инструмент	заготовка
МК8	V = 247 м/мин, S _z = 0,4 мм/зуб	328	388	– 60	28,7	69,1	13,4	17,6
TiN		184	219	– 35	25,1	75,4	8,8	15,8
TiCN		195	234	– 39	25,5	74,8	9,4	15,8
(Ti,Zr)N		223	266	– 43	26,2	73,6	10,2	16,2
(Ti,Zr)CN		229	276	– 47	26,4	73,4	10,6	15,9
МК8	V = 157 м/мин, S _z = 0,4 мм/зуб	308	366	– 58	31,3	62,1	18,1	19,8
TiN		162	193	– 31	25,7	69,9	11,8	18,3
TiCN		162	196	– 34	26,0	68,5	12,4	19,1
(Ti,Zr)N		193	230	– 37	27,0	67,5	13,4	19,1
(Ti,Zr)CN		202	244	– 42	27,6	67,3	13,9	18,8

Материал заготовки: сталь 5ХНМ; t = 1,5 мм; B = 20 мм; h₃ = 0,1 мм.

Также как и при токарной обработке, нанесение покрытий приводит к перераспределению количества теплоты, поступающей в стружку, инструмент и заготовку, – увеличивается доля теплоты, уходящей в стружку, и уменьшается – в инструмент и заготовку.

Снижение мощности итогового теплового потока Q в результате нанесения покрытия приводит к уменьшению уровня температур на контактных площадках и в режущем клине инструмента (табл. 4.12). Наибольшее снижение температуры обеспечивает одноэлементное покрытие TiN, нанесение которого в наибольшей степени снижает мощность итогового теплового потока Q , уходящего в инструмент. Для инструментов с многоэлементными покрытиями характерны более высокие значения мощности итоговых тепловых потоков Q , что вызывает повышение температур по сравнению с инструментом с покрытием TiN.

При снижении скорости резания различие в тепловом состоянии между инструментами с покрытиями различного состава и без покрытия возрастает. Это объясняется повышением разницы по длине контакта S_γ , коэффициенту укорочения стружки K_L , составляющим усилия резания P_z , P_y и P_x с уменьшением скорости резания и, соответственно, мощности теплового потока Q между ними (табл. 4.10).

Таблица 4.12

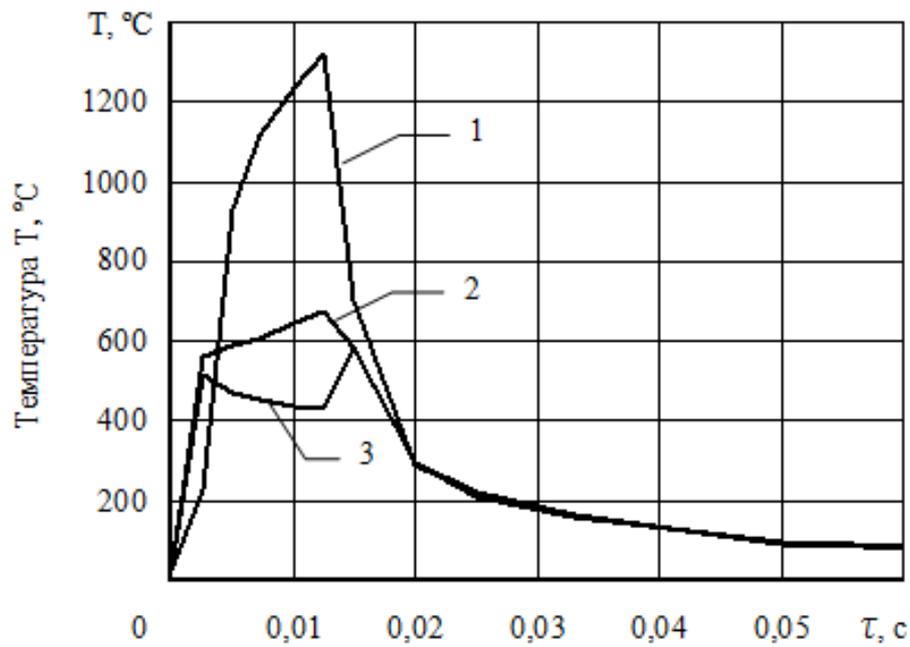
Влияние состава покрытия на максимальную температуру на контактных площадках и на вершине режущего клина зуба фрезы

Инструментальный материал	Режим резания	$T_{п}, ^\circ\text{C}$	$T_{з}, ^\circ\text{C}$	$T_{в}, ^\circ\text{C}$
МК8	$V = 247$ м/мин, $S_z = 0,4$ мм/зуб	1318	675	429
TiN		947	497	321
TiCN		1088	575	332
(Ti,Zr)N		1100	537	335
(Ti,Zr)CN		1226	549	338
МК8	$V = 157$ м/мин, $S_z = 0,4$ мм/зуб	1241	650	470
TiN		873	507	327
TiCN		956	520	341
(Ti,Zr)N		975	548	365
(Ti,Zr)CN		1109	569	378

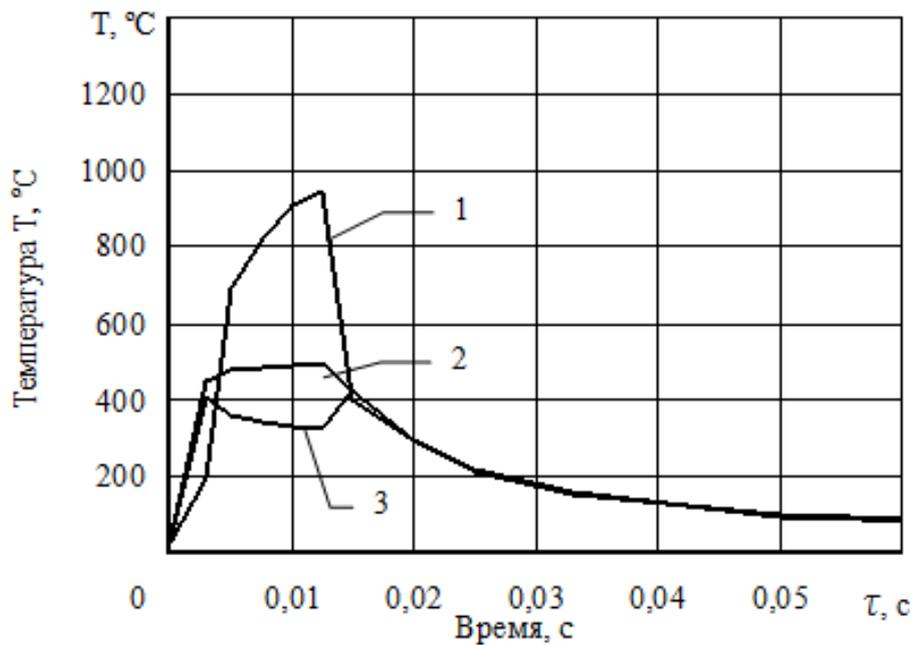
Материал заготовки: сталь 5ХНМ; $t = 1,5$ мм; $B = 20$ мм; $h_3 = 0,1$ мм; $\psi = 47$ град.

Отличительные особенности процесса прерывистого резания – чередование рабочего и холостого ходов инструмента и резание с переменной толщиной среза – влияют на характер изменения температуры на контактных площадках инструмента. Как видно из рис. 4.15, температура на контактных площадках инструмента в течение рабочего хода увеличивается, причем более интенсивно на передней поверхности. Это связано с ростом интенсивности источника теплоты трения на передней поверхности $q_{тп}$ и размеров площадки контакта инструмента со стружкой в результате увеличения толщины среза. Все это вместе взятое приводит к росту мощности потока тепла $Q_{п}$, направленного в инструмент со стороны передней поверхности, и, соответственно, к увеличению температуры.

В то же время интенсивность источника теплоты трения на задней поверхности и размеры площадки контакта инструмента с заготовкой с увеличением толщины среза изменяются незначительно [23, 30], чем и объясняется более интенсивный рост температуры на передней поверхности. Температура на вершине режущего клина инструмента в основном зависит от источника теплоты деформации. С увеличением толщины среза во время рабочего хода инструмента интенсивность источника теплоты деформации $q_{д}$ уменьшается, что ведет к снижению температуры у вершины режущего клина. Рост температуры у вершины режущего клина в начальный период холостого хода связан с тем, что температура в этой области в течение рабочего хода была значительно ниже, чем на передней и задней поверхностях инструмента. В результате этого создается положительный градиент температур в режущем клине в направлении от его вершины. Поэтому в начальные моменты времени происходит перенос тепла из приконтактных областей режущего клина инструмента, которые имеют более высокую температуру, к вершине режущего клина. После выравнивания температур в режущем клине температура у вершины начинает уменьшаться.



а)



б)

Рис. 4.15. Изменение температуры на середине площадок контакта по передней (1) и задней поверхностям (2) и у вершины режущего клина (3) для инструмента без покрытия (а) и с покрытием TiN (б) за время рабочего и холостого ходов:
 $V = 247$ м/мин, $S_z = 0,4$ мм/зуб, $t = 1,5$ мм, $B = 20$ мм, $h_z = 0,1$ мм

Работоспособность инструмента, работающего в условиях прерывистого резания, зависит от перепада температур на контактных площадках за время рабочего и холостого ходов. Снижение перепада температур приводит к уменьшению действующих в режущем клине термонапряжений, что положительно сказывается на работоспособности инструмента. Нанесение покрытий приводит к снижению перепада контактных температур.

Наименьший перепад температур как на передней, так и на задней поверхности имеет место для инструмента с однослойным покрытием TiN (табл. 4.13). Нанесение многоэлементных покрытий по сравнению с покрытием TiN увеличивает перепад температур.

Таблица 4.13

Влияние состава покрытия на перепад температуры на контактных площадках инструмента

Инструментальный материал	Режим резания	$\Delta T_{п}$, °C	$\Delta T_{з}$, °C
МК8	V = 247 м/мин, S _z = 0,4 мм/зуб	1226	561
TiN		855	405
TiCN		996	423
(Ti,Zr)N		1008	445
(Ti,Zr)CN		1134	457
МК8	V = 157 м/мин, S _z = 0,4 мм/зуб	1060	531
TiN		759	393
TiCN		842	406
(Ti,Zr)N		861	434
(Ti,Zr)CN		928	455

Материал заготовки: сталь 5ХНМ; t = 1,5 мм; B = 20 мм; h₃ = 0,1 мм; ψ = 47 град.

Нанесение покрытий влияет на распределение температур в режущем клине инструмента. В начале рабочего хода (рис. 4.16) максимальная температура в режущем клине наблюдается у его вершины. С течением времени температура непрерывно возрастает, и область максимальных температур перемещается от вершины режущего клина в сторону от режущей кромки, что связано с изменением интенсивности и размеров источников теплоты в результате роста толщины среза. Одновременно растет температура и на задней поверхности инструмента. Уменьшение длины контакта при нанесении покрытия TiN приводит к тому, что изотерма с максимальной температурой смещается в сторону режущей кромки и задней поверхности. В то же время, как уже отмечалось выше, уровень температур для инструмента с покрытием TiN уменьшается. Все это вместе взятое ведет к уменьшению процесса лункообразования на передней поверхности инструмента с покрытием TiN. Во время холостого хода температура на контактных площадках и в режущем клине инструмента выравнивается и становится практически одинаковой для инструментов с покрытием и без него (рис. 4.16, б).

Уменьшение длины контакта C_{γ} при нанесение карбонитридных покрытий TiCN, (Ti,Zr)CN приводит к еще большему смещению изотерм с максимальной температурой в сторону режущей кромки по сравнению с TiN. При нанесении многоэлементных нитридных (Ti,Zr)N длина контакта C_{γ} по отношению к покрытию TiN увеличивается и, соответственно, изотермы с максимальной температурой сдвигаются в сторону от режущей кромки.

Таким образом, влияние покрытий на тепловое состояние инструмента при торцовом фрезеровании аналогично тому, что имело место при непрерывном резании.

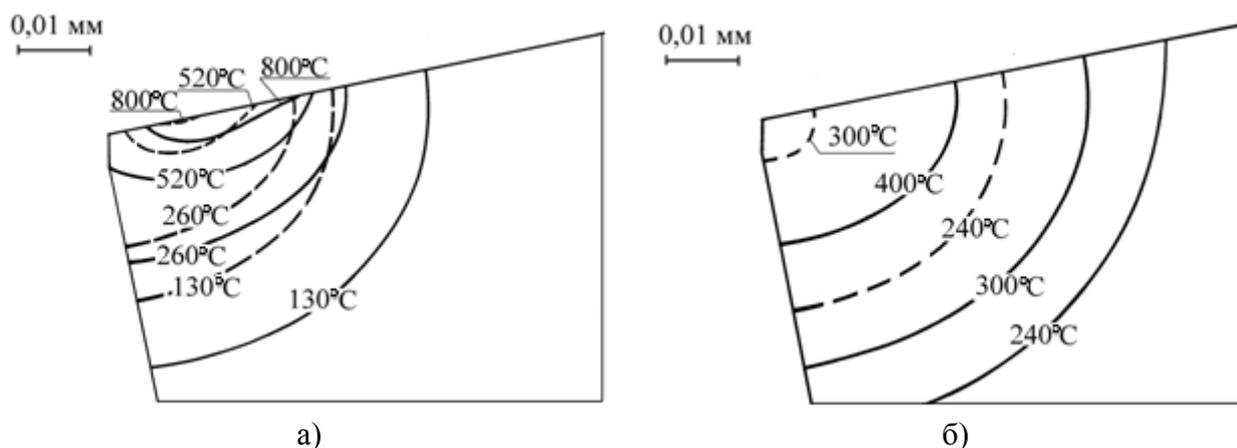


Рис. 4.16. Изменение температурного поля в режущем клине инструмента во время рабочего (а) и холостого (б) ходов:

сплошная линия – без покрытия, штриховая – TiN; а – $\tau = 0,005$ с; б – $\tau = 0,012$ с;
 $V = 247$ м/мин, $S_z = 0,4$ мм/зуб, $t = 1,5$ мм, $B = 20$ мм, $h_z = 0,1$ мм

4.4. Напряженное состояние режущего инструмента с покрытием

Напряженное состояние режущего инструмента характеризуется контактными нормальными и касательными напряжениями, напряжениями, действующими в режущем клине и в покрытии в процессе резания, и эквивалентными напряжениями. Влияние покрытий на контактные нормальные и касательные напряжения было рассмотрено ранее в п. 4.1. Рассмотрим влияние покрытий на напряжения σ_x , действующие в режущем клине параллельно передней поверхности, и на эквивалентные напряжения.

Нанесение одноэлементных покрытий TiN снижает напряжения, а уменьшение длины контакта C_γ вызывает смещение изобар напряжений в сторону задней поверхности. Максимальные значения напряжений σ_x наблюдаются на передней поверхности режущего инструмента на расстоянии от режущей кромки, равном $0,5 C_\gamma$. Повышение длины контакта стружки с передней поверхностью при нанесении двухэлементных покрытий приводит к смещению изобар напряжений, по сравнению с покрытием TiN, от задней поверхности (рис. 4.17). При этом снижается и величина напряжений в режущем клине инструмента с данными покрытиями.

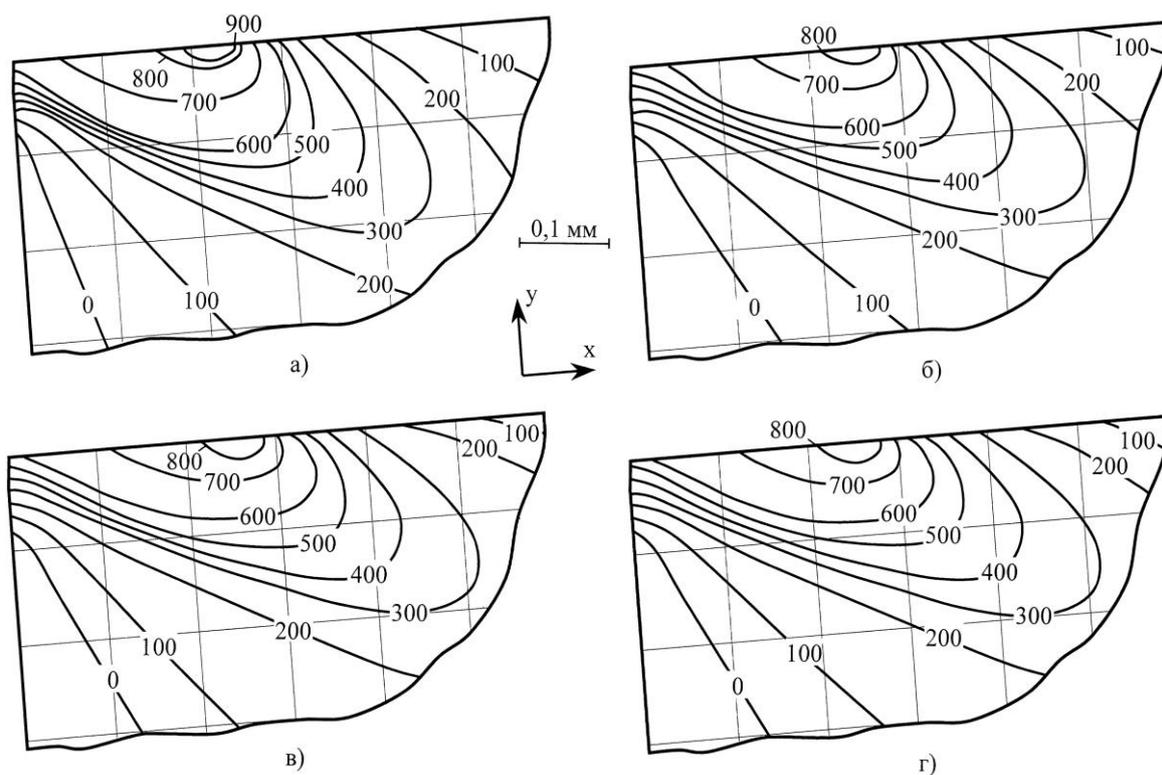


Рис. 4.17. Распределение напряжений σ_x (МПа) в режущем клине инструмента (твердый сплав МК8) с покрытиями: а – TiN; б – TiAlN; в – TiZrN; г – TiSiN

Для инструмента с трехэлементными покрытиями наблюдается дальнейшее снижение величины напряжений и смещение их изобар от задней поверхности в направлении схода стружки (рис. 4.18). Например, введение в состав покрытия TiSiN (рис. 4.18) алюминия уменьшает напряжения σ_x в режущем клине и смещает изобары напряжений в сторону от задней поверхности и режущей кромки.

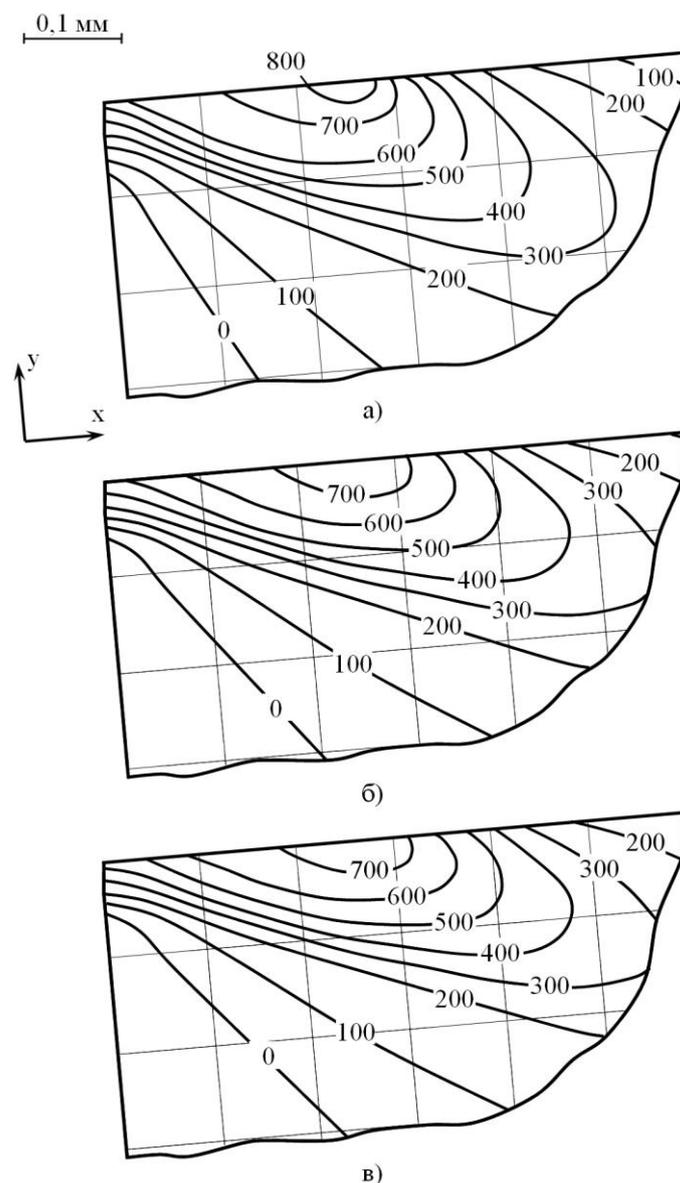


Рис. 4.18. Распределение напряжений σ_x (МПа) в режущем клине инструмента (твердый сплав МК8) с покрытиями:
 а – TiSiN; б – TiSiAlN (6,45% мас. Al); в – TiSiAlN (9,16% мас. Al)

Таким образом, применение многоэлементных покрытий в большей степени способствует снижению контактных напряжений, действующих на передней поверхности и в режущем клине инструмента. При этом изобары напряжений смещаются в сторону от режущей кромки инструмента в направлении схода стружки, что улучшает напряженное состояние режущего клина инструмента.

Распределение эквивалентных напряжений на передней поверхности инструмента при токарной обработке носит немонотонный характер (рис. 4.19). Наибольшие напряжения $\sigma_{\text{экв}}$ имеют инструменты без покрытия, процесс резания которыми характеризуется более высокими температурами и усилиями резания. Максимальные напряжения возникают у вершины режущего клина инструмента и на участке контакта по передней поверхности, равном $(0,4 - 0,5)C_{\gamma}$.

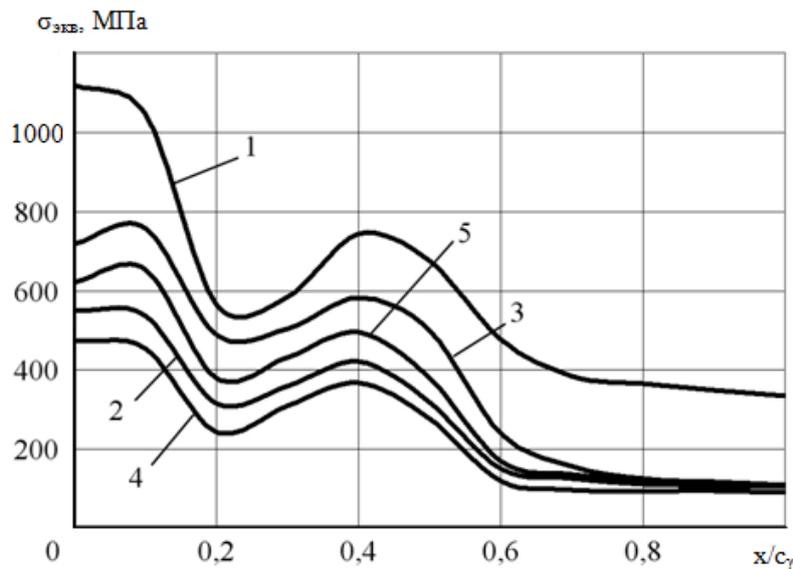


Рис. 4.19. Распределение эквивалентных напряжений $\sigma_{\text{экв}}$ по передней поверхности:
 $V = 200$ м/мин; $S = 0,3$ мм/об; $t = 1$ мм;
 1 – без покрытия; 2 – TiN; 3 – TiCN; 4 – Ti,ZrN; 5 – TiZrCN

Нанесение покрытий TiN, как было сказано выше, уменьшает уровень температур и составляющих сил резания и это снижает максимальные эквивалентные напряжения по сравнению с инструментом без покрытия. Более высокие контактные напряжения и температура на передней поверхности, характерные для инструментов с карбонитридными покрытиями TiCN, вызывают рост величины $\sigma_{\text{экв}}$ по сравнению с покрытием TiN. Нанесение многоэлементных покрытий по сравнению с одноэлементными уменьшает контактные напряжения на передней поверхности, в результате чего эквивалентные напряжения $\sigma_{\text{экв}}$ снижаются. Наименьшие эквивалентные напряжения характерны при резании инструментом с многоэлементными нитридными покрытиями.

В процессе резания в покрытии (рис. 4.20) возникают нормальные напряжения сжатия, которые неравномерно распределены вдоль передней поверхности. Максимальной величины данные напряжения достигают на расстоянии от режущей кромки, равном $(0,2 - 0,3)C_{\gamma}$, и затем плавно снижаются. Наименьшая величина напряжений характерна для одноэлементных покрытий TiN. В карбонитридных покрытиях TiCN и многоэлементных нитридных покрытиях они существенно выше из-за более высоких контактных напряжений и температур, возникающих на передней поверхности инструмента с данными покрытиями в процессе резания, а также высокого уровня в них остаточных сжимающих напряжений. Формирование в покрытиях в процессе резания высоких сжимающих напряжений сдерживает и тормозит процессы образования и развития в них трещин и увеличивает время работы инструмента до разрушения покрытия.

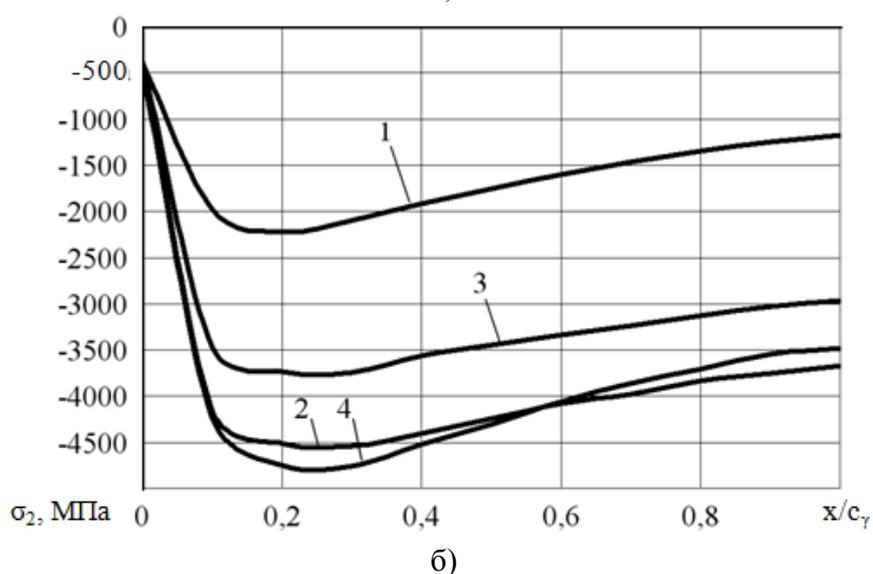
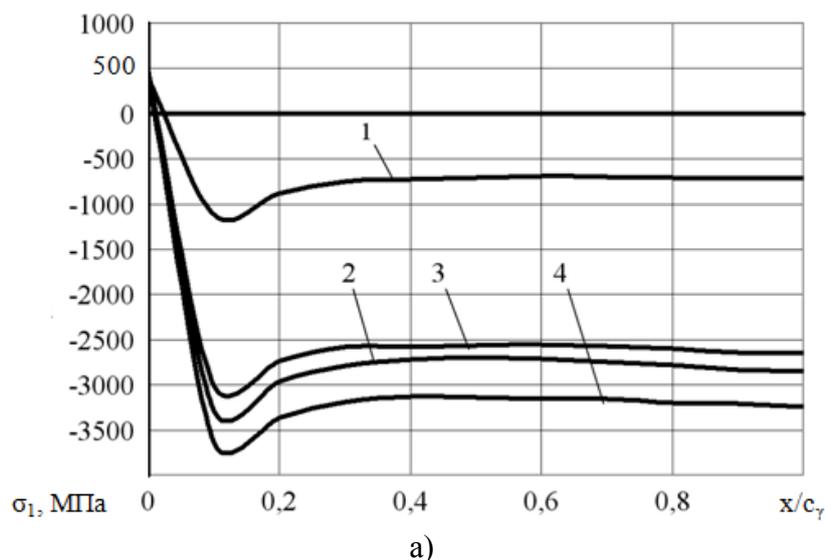


Рис. 4.20. Распределение нормальных напряжений σ_1 (а) и σ_2 (б) в материале покрытия по площадке контакта на передней поверхности:
 $V = 200$ м/мин; $S = 0,3$ мм/об; $t = 1$ мм; 1 – TiN; 2 – TiCN; 3 – TiZrN; 4 – TiZrCN

При прерывистом резании наблюдается аналогичная картина влияния покрытий на напряженное состояние режущего инструмента.

Во время рабочего хода в режущем клине инструмента возникают напряжения сжатия (рис. 4.21 и 4.22). С ростом толщины среза они увеличиваются, но качественно картина распределения напряжений в режущем клине инструмента сохраняется. Во время холостого хода из-за интенсивного охлаждения поверхностных слоев инструмента в режущем клине возникают растягивающие напряжения.

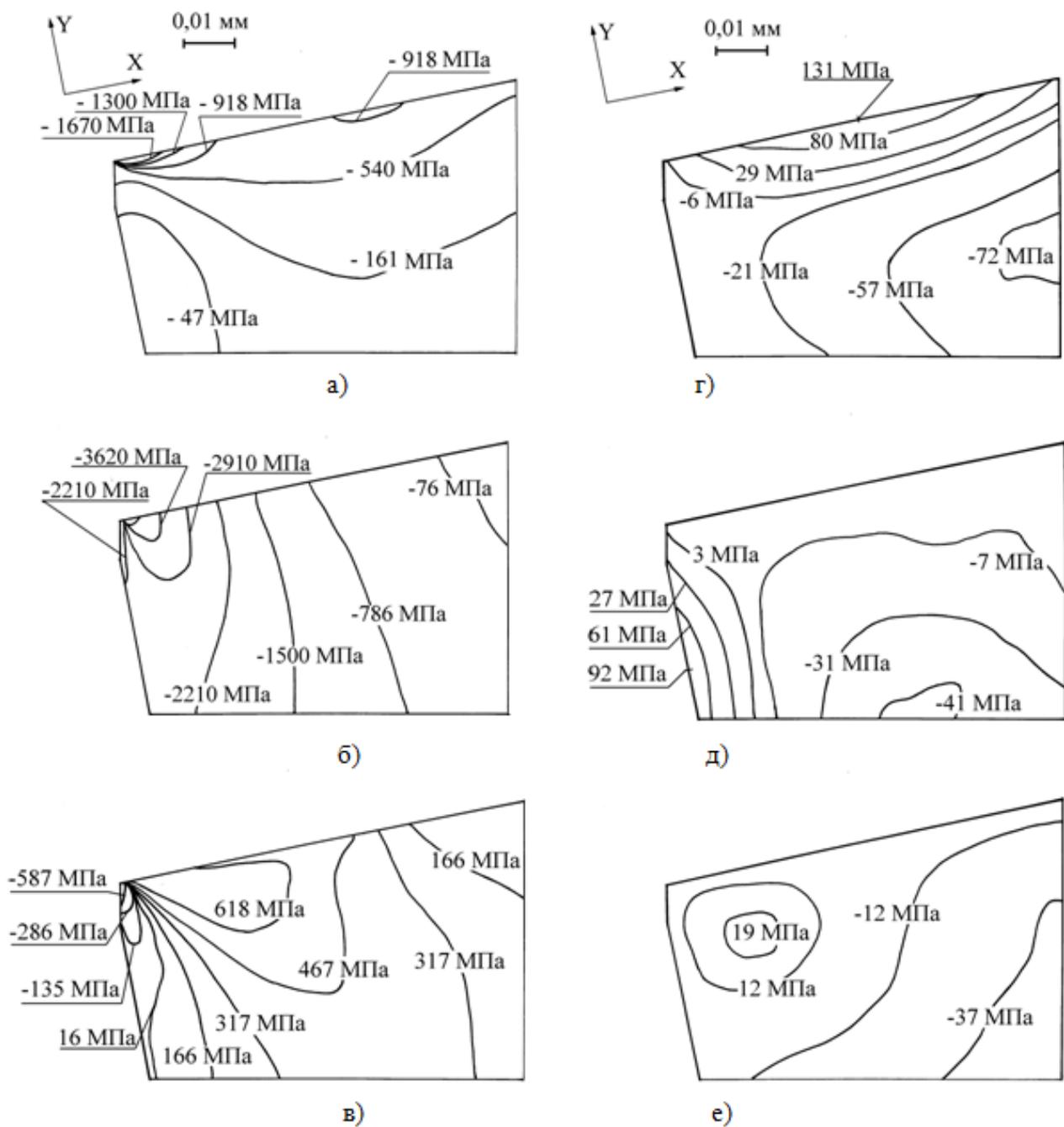


Рис. 4.21. Распределение напряжений σ_x (а, г), σ_y (б, д), τ_{xy} (в, е) в контактной зоне режущего инструмента без покрытия в конце рабочего хода (а, б, в) и в начале холостого хода (г, д, е):
 $V = 247$ м/мин, $S_z = 0,4$ мм/зуб, $t = 1,5$ мм, $B = 20$ мм

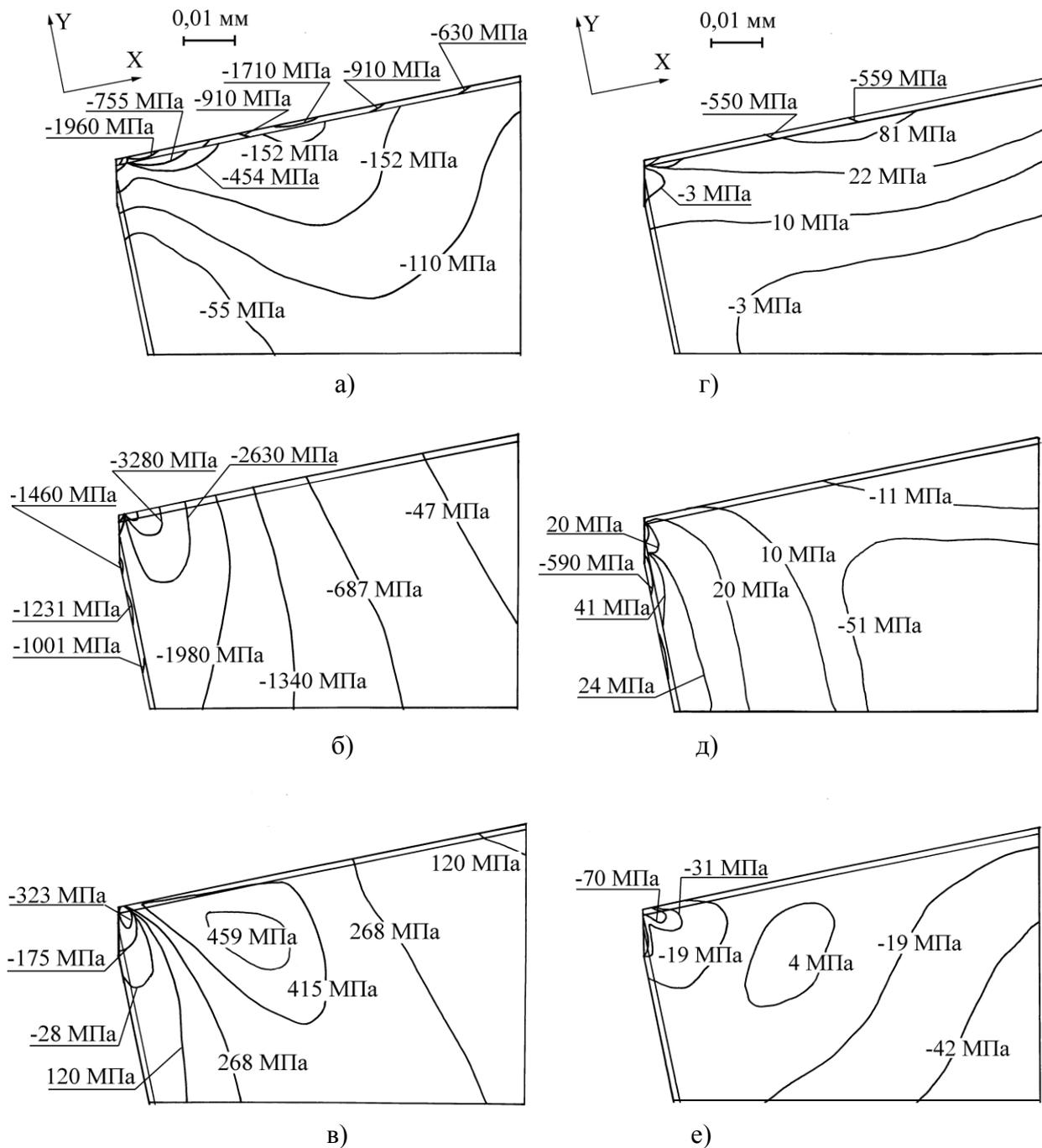


Рис. 4.22. Распределение напряжений σ_x (а, г), σ_y (б, д), τ_{xy} (в, е) в контактной зоне режущего инструмента с покрытием TiN в конце рабочего хода (а, б, в) и в начале холостого хода (г, д, е): $V = 247$ м/мин, $S_z = 0,4$ мм/зуб, $t = 1,5$ мм, $B = 20$ мм

Распределение эквивалентных напряжений по длине контакта по передней поверхности, как и при непрерывной обработке, имеет немонотонный характер (рис. 4.23). Наибольшие эквивалентные напряжения возникают в конце рабочего хода инструмента, что связано с ростом температуры и контактных напряжений в результате увеличения составляющих усилия резания P_z , P_y и P_x , длины контакта C_y и уменьшения коэффициента укорочения стружки K_L за время рабочего хода. Максимальной величины эквивалентные напряжения $\sigma_{\text{экв}}$ достигают на участке контакта, равном $(0,35 - 0,5) C_y$, для которого характерен

наибольший уровень контактных температур, и в области вершины режущего клина, где имеют место максимальные контактные нормальные напряжения.

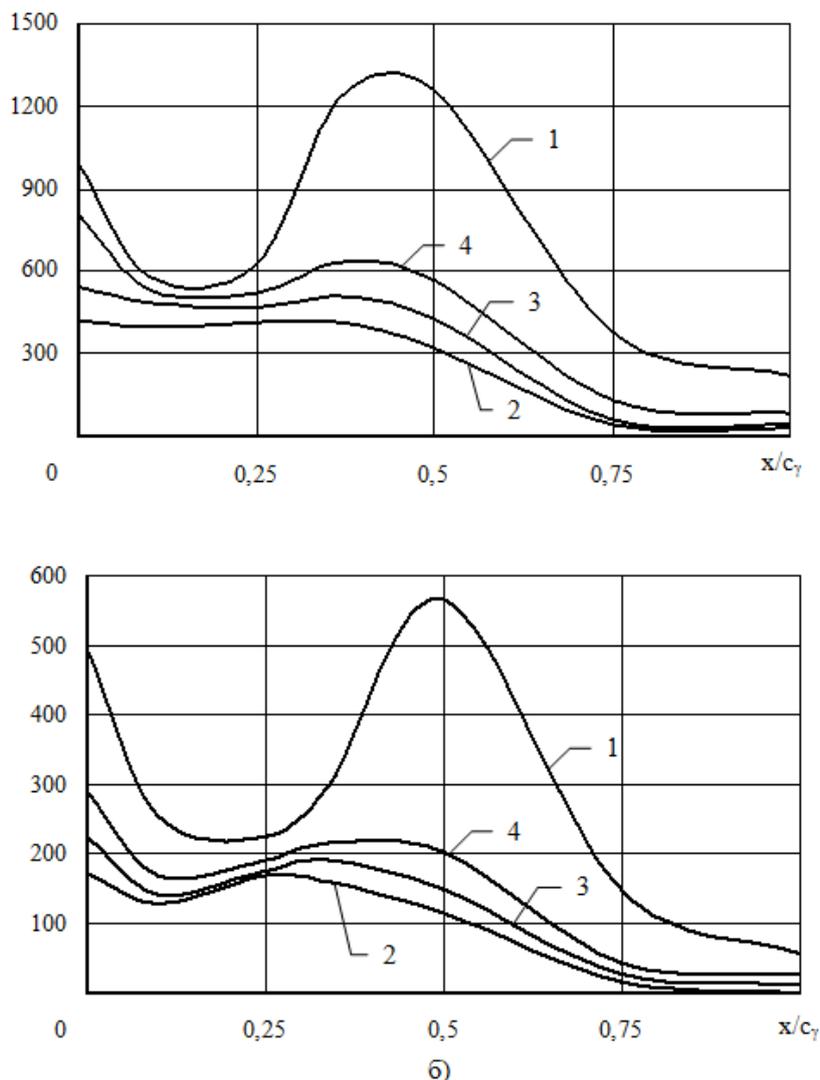


Рис. 4.23. Распределение эквивалентных напряжений $\sigma_{\text{экв}}$ (а) и амплитуды их изменения $\sigma_{\Delta\text{экв}}$ (б) по длине площадки контакта на передней поверхности инструмента во время рабочего хода в зависимости от состава покрытия:

1 – без покрытия, 2 – TiN, 3 – TiCN, 4 – (Ti,Zr)CN;
 $V = 247$ м/мин, $S_z = 0,4$ мм/зуб, $t = 1,5$ мм, $B = 20$ мм, $h_z = 0,1$ мм

Нанесение одноэлементных покрытий TiN снижает величину эквивалентных напряжений. Рост контактных напряжений и температуры на передней поверхности при переходе от инструмента с покрытием TiN к покрытиям TiCN и (Ti,Zr)CN увеличивает эквивалентные напряжения (рис. 4.23, а).

Нанесение покрытий снижает амплитуду эквивалентных напряжений $\sigma_{\Delta\text{экв}}$ на передней поверхности инструмента за время рабочего и холостого ходов по сравнению с инструментом без покрытия (рис. 4.23, б). Наибольшее снижение амплитуды эквивалентных напряжений обеспечивает нанесение покрытий TiN. Это связано с тем, что для инструмента с покрытием TiN характерна

наименьшая амплитуда колебания температуры на передней поверхности за время цикла его работы по сравнению с одноэлементными карбонитридными и многоэлементными покрытиями.

Анализ данных, представленных на рис. 4.23, показывает, что зонам преимущественного изнашивания и разрушения инструмента соответствуют наибольшие значения величин $\sigma_{\text{ЭКВ}}$ и $\sigma_{\text{АЭКВ}}$. Именно на середине площадки контакта на передней поверхности инструмента, где действуют максимальные эквивалентные напряжения, образуются продольные трещины и лунка износа, а высокие напряжения $\sigma_{\text{ЭКВ}}$, возникающие у вершины режущего клина, способствуют разрушению его режущей кромки и образованию площадки износа на задней поверхности.

Во время рабочего хода материал режущего клина инструмента находится в условиях всестороннего сжатия, а во время холостого хода в поверхностных слоях на передней и задней поверхности инструмента действуют растягивающие напряжения, которые определяют процессы образования и роста трещин. Влияние покрытий на растягивающие напряжения определяются их составом и свойствами. Во время холостого хода растягивающие напряжения определяются термонапряжениями растяжения, возникающими в результате более интенсивного охлаждения поверхностных слоев материала инструмента по сравнению с нижележащими, и остаточными напряжениями в материале инструментальной основы под покрытием. Остаточные напряжения в материале режущего клина инструмента под покрытием являются растягивающими и уравнивают остаточные напряжения сжатия, которые действуют в покрытии. Соответственно, чем больше уровень сжимающих остаточных напряжений в покрытии, тем больше величина остаточных растягивающих напряжений в инструментальной основе под покрытием. Следовательно, если возникновение остаточных растягивающих напряжений в режущем клине под покрытием компенсируется значительным снижением растягивающих термонапряжений из-за уменьшения температуры на контактных площадках во время рабочего хода, то для инструмента с данными покрытиями во время холостого хода либо не наблюдается изменения значений растягивающих напряжений в материале режущего клина по сравнению с инструментом без покрытия, либо происходит их снижение. Для инструмента с покрытиями, нанесение которых в наименьшей степени снижает температуру контактных площадок инструмента во время рабочего хода и, соответственно, величину растягивающих термонапряжений во время холостого по сравнению с инструментом без покрытия, и имеющих высокий уровень собственных остаточных напряжений, возникновение остаточных растягивающих напряжений в режущем клине под покрытием не компенсируется снижением величины растягивающих термонапряжений. В этом случае наблюдается повышение растягивающих напряжений в режущем клине инструмента под покрытием во время холостого хода по сравнению с инструментом без покрытия. Для инструмента без покрытия наибольшие значения растягивающих напряжений наблюдаются на передней поверхности, а с покрытиями – под покрытием.

Во время рабочего хода в покрытии и на его границе с инструментальной основой формируются напряжения сжатия σ_2 и σ_3 (рис. 4.24 и 4.25). Наименьшая их величина характерна для покрытия TiN. Для карбонитридных и многоэлементных нитридных покрытий они существенно выше, что связано с их собственными высокими остаточными сжимающими напряжениями, а также с высокими контактными напряжениями и температурами, возникающими в процессе резания на передней поверхности инструмента с данными покрытиями. В то же время у вершины режущего клина (рис. 4.24, а) в покрытии во время рабочего хода возникают растягивающие напряжения, которые способствуют разрушению покрытия на режущей кромке инструмента.

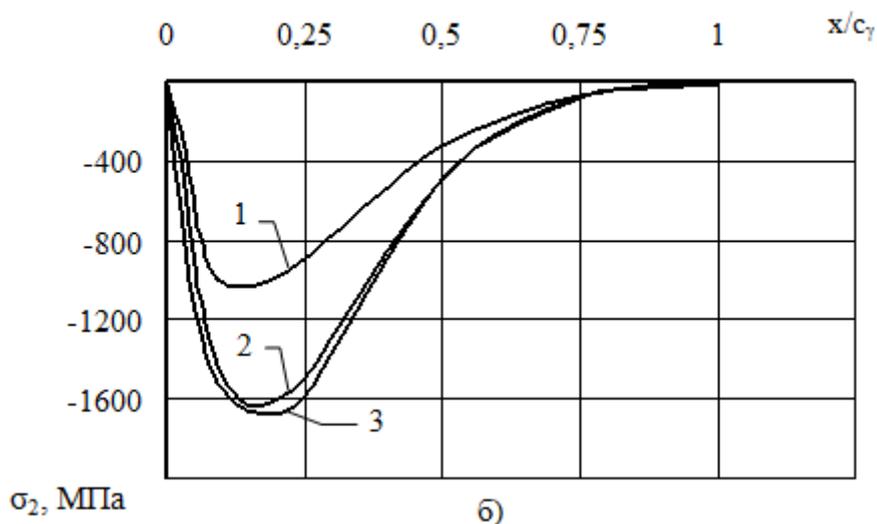
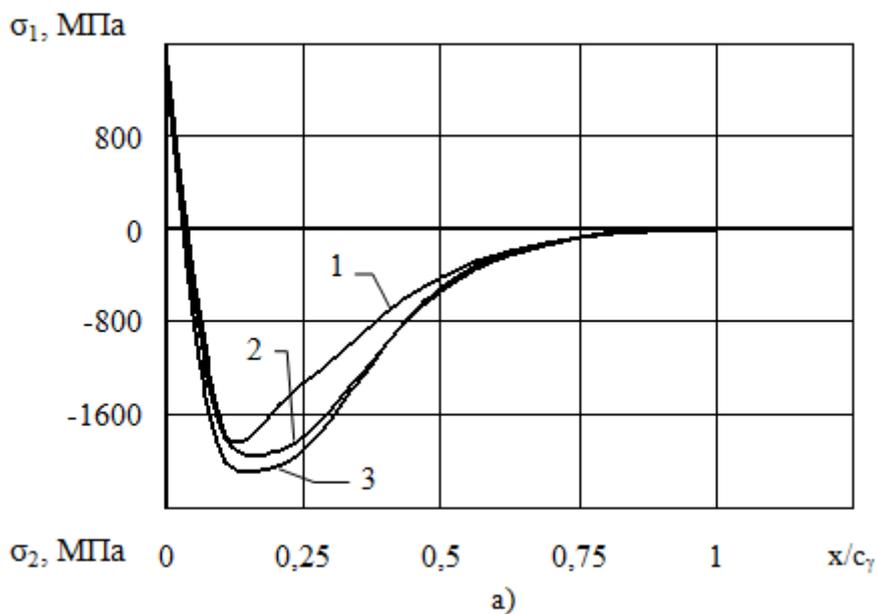


Рис. 4.24. Распределение напряжений σ_1 и σ_2 в покрытии (а) и на границе покрытия с инструментальной основой (б) по длине площадки контакта на передней поверхности инструмента во время рабочего хода:

1 – TiN, 2 – TiCN, 3 – (Ti,Zr)CN; $V = 247$ м/мин, $S_z = 0,4$ мм/зуб, $t = 1,5$ мм, $B = 20$ мм

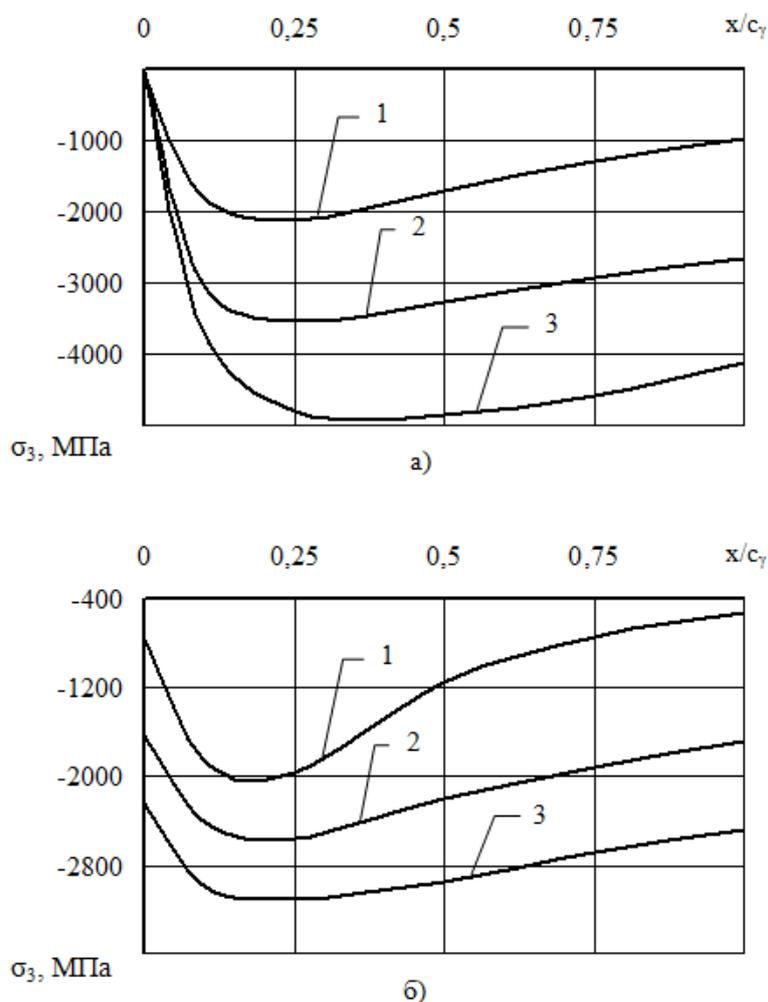


Рис. 4.25. Распределение напряжений σ_3 в покрытии (а) и на границе покрытия с инструментальной основой (б) по длине площадки контакта на передней поверхности инструмента во время рабочего хода:

1 – TiN, 2 – TiCN, 3 – (Ti,Zr)CN;

$V = 247$ м/мин, $S_z = 0,4$ мм/зуб, $t = 1,5$ мм, $B = 20$ мм, $h_3 = 0,1$ мм

Во время холостого хода в покрытиях также действуют напряжения сжатия, которые определяются величиной остаточных сжимающих напряжений материала покрытий (табл. 4.14). Высокий уровень сжимающих напряжений в покрытии во время рабочего и холостого ходов способствует торможению трещин в материале покрытия и инструментальной основе, значительно уменьшая интенсивность напряжений в вершине трещины [8, 38].

Таблица 4.14

Влияние состава покрытия на величину напряжений σ_3 в покрытии на середине площадки контакта на передней поверхности инструмента

Инструментальный материал	Главное напряжение σ_3 , МПа	
	Рабочий ход	Холостой ход
TiN	-1690	-610
TiCN	-3269	-1890
(Ti,Zr)CN	-4863	-2441

Материал заготовки: сталь 5ХНМ; $V = 247$ м/мин; $S_z = 0,4$ мм/зуб; $t = 1,5$ мм; $B = 20$ мм; $h_3 = 0,1$ мм. Инструментальный материал: МК8.

Глава 5. РАБОТОСПОСОБНОСТЬ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА С ИЗНОСОСТОЙКИМИ ПОКРЫТИЯМИ

5.1. Характер разрушения износостойкого покрытия в процессе резания

При непрерывном резании, в частности при токарной обработке, разрушение покрытия на контактных площадках режущего инструмента происходит в результате образования в них трещин [36].

Первые мелкие трещины возникают на участке упругого контакта стружки с передней поверхностью на расстоянии примерно половины длины S_γ . По мере работы инструмента количество трещин увеличивается, происходит их распространение как в сторону режущей кромки, так и от нее, и, таким образом, возникает сетка трещин (рис. 5.1, а). Образование сетки трещин на данном участке передней поверхности вызвано адгезионно-усталостными процессами. Для снижения интенсивности процесса образования и развития таких трещин покрытие должно иметь высокую прочность и трещиностойкость, которая может быть обеспечена либо за счет высоких остаточных напряжений в покрытии, либо за счет его микрослоистости. Многоэлементные покрытия и одноэлементные на основе карбонитридов имеют большую микротвердость и более высокий уровень остаточных напряжений сжатия по сравнению с одноэлементными покрытиями TiN, что позволяет им лучше сдерживать процессы образования и развития трещин.

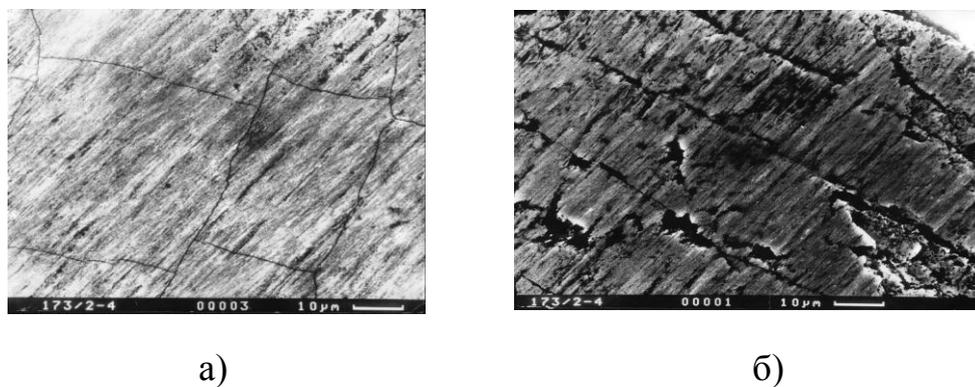


Рис. 5.1. Вид контактных площадок на передней поверхности твердосплавных пластин с покрытием TiN

Как было показано в гл. 4, в процессе резания на площадке контакта по передней поверхности инструмента возникают эквивалентные напряжения, величина которых определяется контактными нагрузками, температурой в зоне резания и остаточными напряжениями в материале покрытия. Наибольшие эквивалентные напряжения наблюдаются в зонах максимального изнашивания и разрушения инструмента – у вершины режущего клина и на участке контакта стружки с передней поверхностью, равном $(0,3 \dots 0,5) \cdot S_\gamma$. Нанесение покрытий ведет к снижению эквивалентных напряжений, а их величина определяется составом покрытия. Высокий уровень данных напряжений у вершины

режущего клина является причиной разрушения режущей кромки и образования площадки износа на задней поверхности. Действие эквивалентных напряжений вызывает упругопластические деформации режущего клина, в результате чего на участке пластического контакта образуются поперечные трещины, расположенные вдоль режущей кромки, перпендикулярно направлению схода стружки (рис. 5.1, б). Данные трещины имеют более значительные размеры по сравнению с трещинами на участке упругого контакта. Формирующиеся в покрытиях в процессе резания нормальные сжимающие напряжения снижают интенсивность процессов трещинообразования и способствуют торможению трещин в материале покрытия. Время работы инструмента до образования таких трещин определяется величиной эквивалентных напряжений и напряжений, действующих в покрытии в процессе резания. Рост количества поперечных трещин вдоль режущей кромки и мелких трещин на участке упругого контакта приводит сначала к скалыванию покрытия по краям трещин, а затем к ослаблению отдельных объемов покрытия и удалению их сходящей стружкой с обнажением инструментальной основы. В дальнейшем образуется лунка износа по передней поверхности.

Разрушение покрытий различного состава имеет одинаковый характер, однако динамика изнашивания зависит от его состава и режима резания. Для режущего инструмента с многослойными покрытиями за одно и то же время обработки характерна меньшая интенсивность трещинообразования на контактных площадках работы инструмента.

Время начала образования трещин зависит как от состава покрытия, так и режима резания. Нанесение многоэлементных покрытий увеличивает время работы инструмента до образования трещин как на участке упругого, так и пластического контактов (рис. 5.2). Снижение скорости резания и подачи повышает данное время, при этом уменьшается разница в данном показателе для инструментов с различными покрытиями

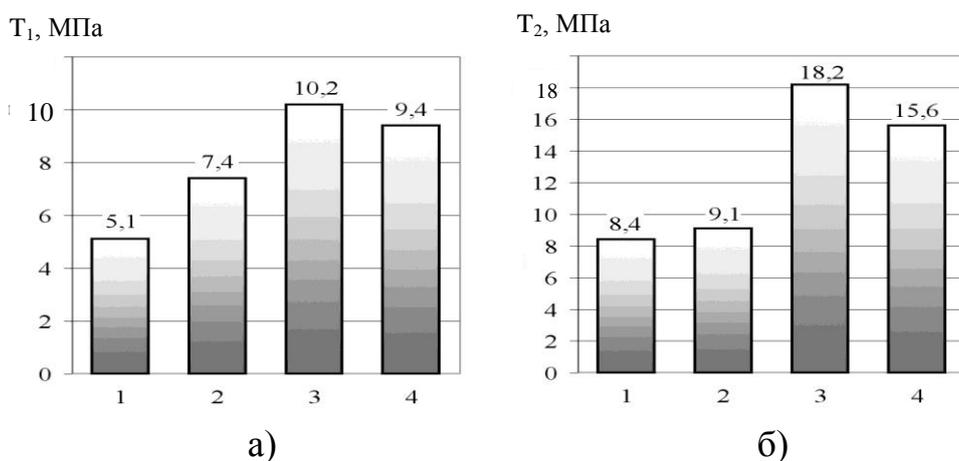


Рис. 5.2. Влияние состава покрытия на время работы инструмента до образования трещин на участке упругого T_1 (а) и пластического T_2 (б) контакта стружки при точении заготовок из стали 30ХГСА:

$V = 210$ м/мин, $S = 0,1$ мм/об; 1 – TiN; 2 – TiCN; 3 – TiZrN; 4 – TiZrCN

Как было показано в главе 4, нанесение одноэлементных покрытий снижает запас пластической прочности режущего клина инструмента по сравнению с инструментом без покрытия из-за уменьшения длины контакта стружки с передней поверхностью. Увеличение длины контакта для режущего инструмента с многоэлементными покрытиями по сравнению с режущим инструментом с одноэлементными способствует повышению формоустойчивости его режущего клина. Подтверждением этому является снижение величины опускания вершины режущего клина h_γ инструмента с многоэлементными покрытиями по сравнению с инструментом с покрытием TiN (рис. 5.3).

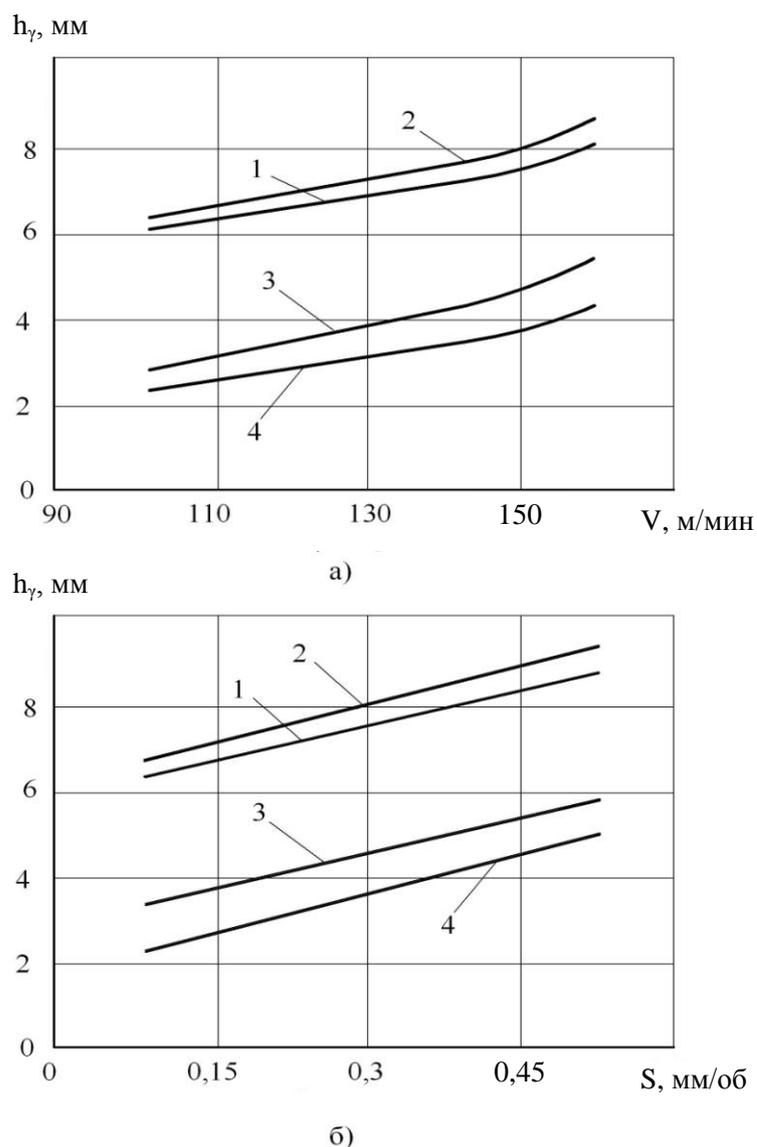


Рис. 5.3. Влияние скорости резания V (а) и подачи S (б) на величину опускания вершины режущего клина h_γ инструмента при точении заготовок из стали 30ХГСА:
а – $S = 0,6$ мм/об; $t = 0,75$ мм; б – $V = 170$ м/мин; $t = 0,75$ мм;
1 – TiN; 2 – TiCN; 3 – TiZrN; 4 – TiZrCN

Разрушение покрытий при прерывистом резании, например, при торцовом фрезеровании, также происходит в результате образования в них трещин. Причиной их появления являются переменные тепловые и силовые нагрузки, возникающие при чередовании рабочего и холостого ходов режущего инструмента [35, 36]. Образование трещин вызвано высоким уровнем температур и эквивалентных напряжений, возникающих в режущем клине инструмента во время его рабочего хода. Циклическое изменение данных напряжений за время рабочего и холостого ходов вызывает усталостные явления, способствующие росту трещин как в сторону режущей кромки, так и в обратном направлении. Кроме того, росту трещин способствуют растягивающие напряжения в режущем клине инструмента, возникающие во время его холостого хода.

Изнашивание инструмента без покрытия начинается с образования продольных трещин (перпендикулярных режущей кромке) на середине площадки контакта на передней поверхности, которые растут в сторону режущей кромки и в дальнейшем выходят на заднюю поверхность (рис. 5.4, а). Одновременно происходит увеличение размеров лунки износа на передней поверхности и площадки износа на задней (рис. 5.4, б). По мере работы инструмента образуются трещины, параллельные режущей кромке. Ослабление режущего клина инструмента в результате образования сетки трещин и износа его по передней и задней поверхностям ведет к выкрашиванию отдельных объемов инструментального материала (рис. 5.4, в) и в дальнейшем к выходу инструмента из строя в результате скола его режущей части.

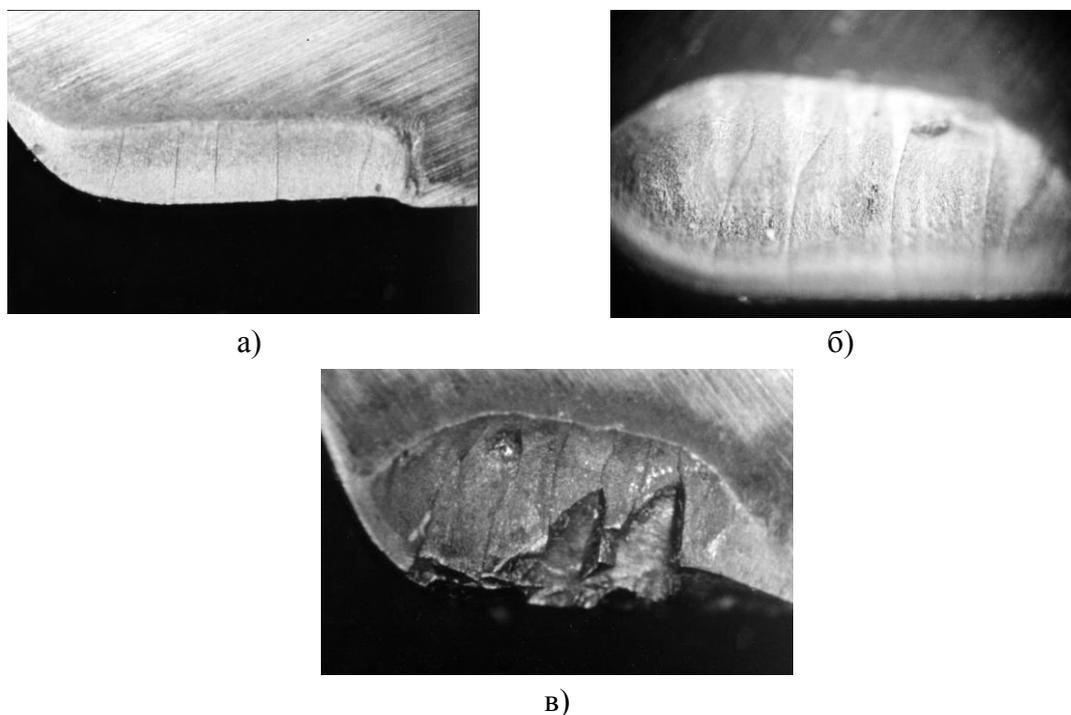
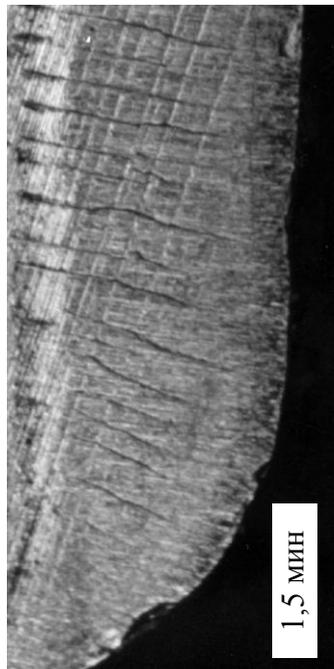


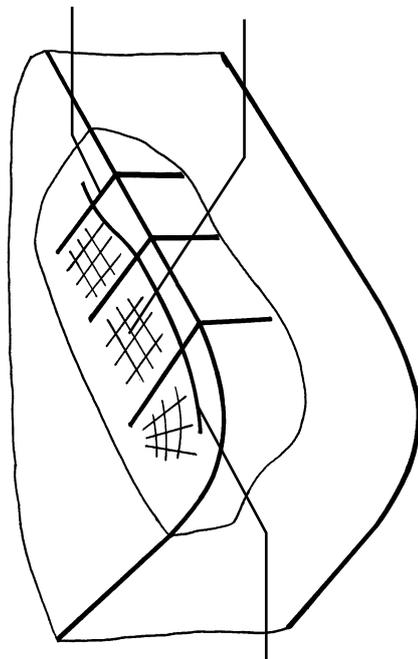
Рис. 5.4. Вид контактных площадок на передней поверхности пластин МК8 при торцовом фрезеровании заготовок из стали 5ХНМ:

(а) $S_z = 0,25$ мм/зуб; (б, в) $S_z = 0,4$ мм/зуб; $V = 247$ м/мин; $t = 1,5$ мм; $B = 20$ мм

Для режущего инструмента с одноэлементными покрытиями TiN износ на передней поверхности начинается с образования продольных трещин в материале покрытия на некотором удалении от режущей кромки (рис. 5.5). По мере дальнейшей его работы происходит образование продольных трещин в материале инструментальной основы, которые со временем выходят на режущую кромку и заднюю поверхность (аналогично продольным трещинам на контактной площадке по передней поверхности инструмента без покрытия). Дальнейшее увеличение времени работы инструмента не приводит к росту количества продольных трещин в инструментальной основе. В то же время на участке упругого контакта инструмента со стружкой в материале покрытия образуются поперечные трещины (параллельные режущей кромке инструмента), в результате чего возникает сетка трещин. Это ослабляет отдельные объемы покрытия и способствует удалению их сходящей стружкой. Одновременно с образованием поперечных трещин в материале покрытия на передней поверхности инструмента возникают трещины в инструментальной основе, расположенные вдоль режущей кромки, которые далее сливаются в единую трещину вдоль всей режущей кромки. Дальнейшее разрушение режущего инструмента с покрытием TiN происходит так же, как и инструмента без покрытия.

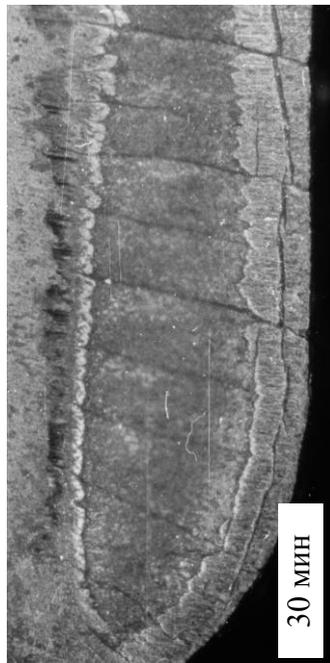
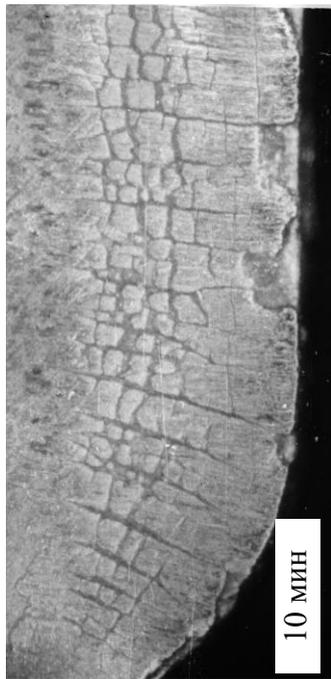


Продольные трещины в материале основы



Поперечные трещины в материале основы

Продольные и поперечные трещины в материале покрытия



20 мин

Рис. 5.5. Схема образования трещин и вид контактных площадок на передней поверхности торцовых фрез с покрытием TiN: сталь 5ХНМ; $V = 247$ м/мин; $t = 1,5$ мм; $V = 20$ мм

Нанесение многоэлементных покрытий не изменяет характер изнашивания режущего инструмента, а динамика данного процесса, как и при непрерывном резании, определяется составом, толщиной покрытия и режимом резания. Как видно из рис. 5.6, для инструмента с многоэлементными покрытиями характерна меньшая интенсивность трещинообразования на контактной площадке по передней поверхности.

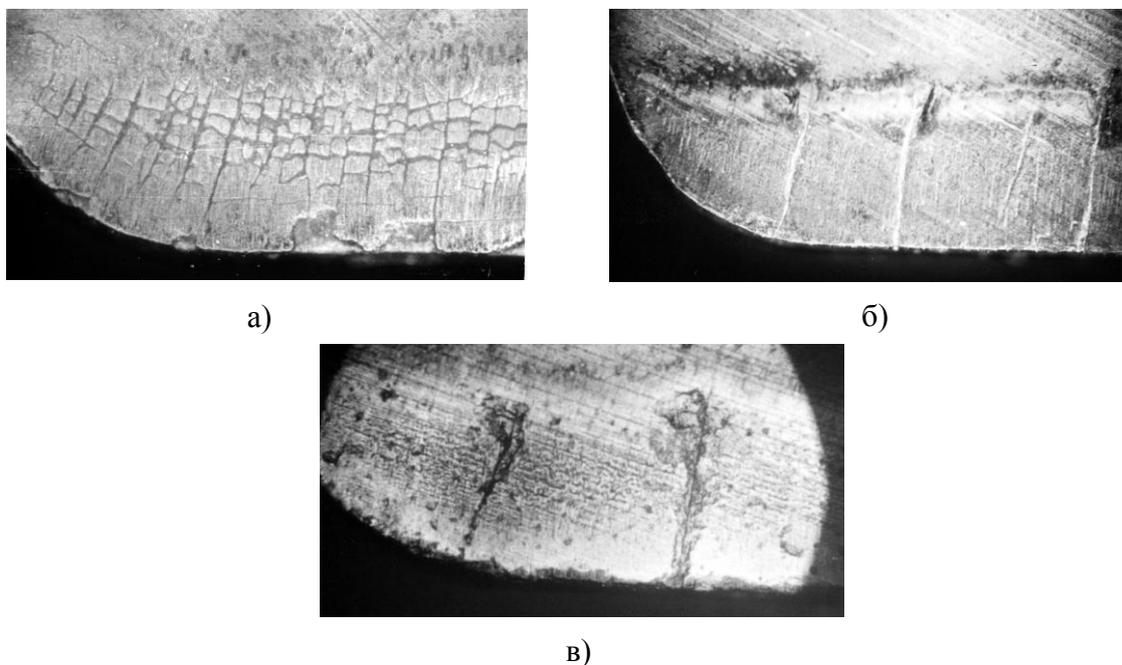


Рис. 5.6. Вид контактных площадок на передней поверхности пластин МК8 с покрытиями TiN (а), (Ti,Zr)N (б) и (Ti,Zr)CN (в) при торцовом фрезеровании заготовок из стали 5ХНМ после одинакового времени работы:
 $V = 247$ м/мин; $S_z = 0,4$ мм/зуб; $t = 1,5$ мм; $B = 20$ мм

Нанесение покрытий существенно сдерживает процессы трещинообразования, увеличивая количество циклов работы инструмента до начала образования продольных трещин в инструментальной основе и до выхода их на режущую кромку (рис. 5.7).

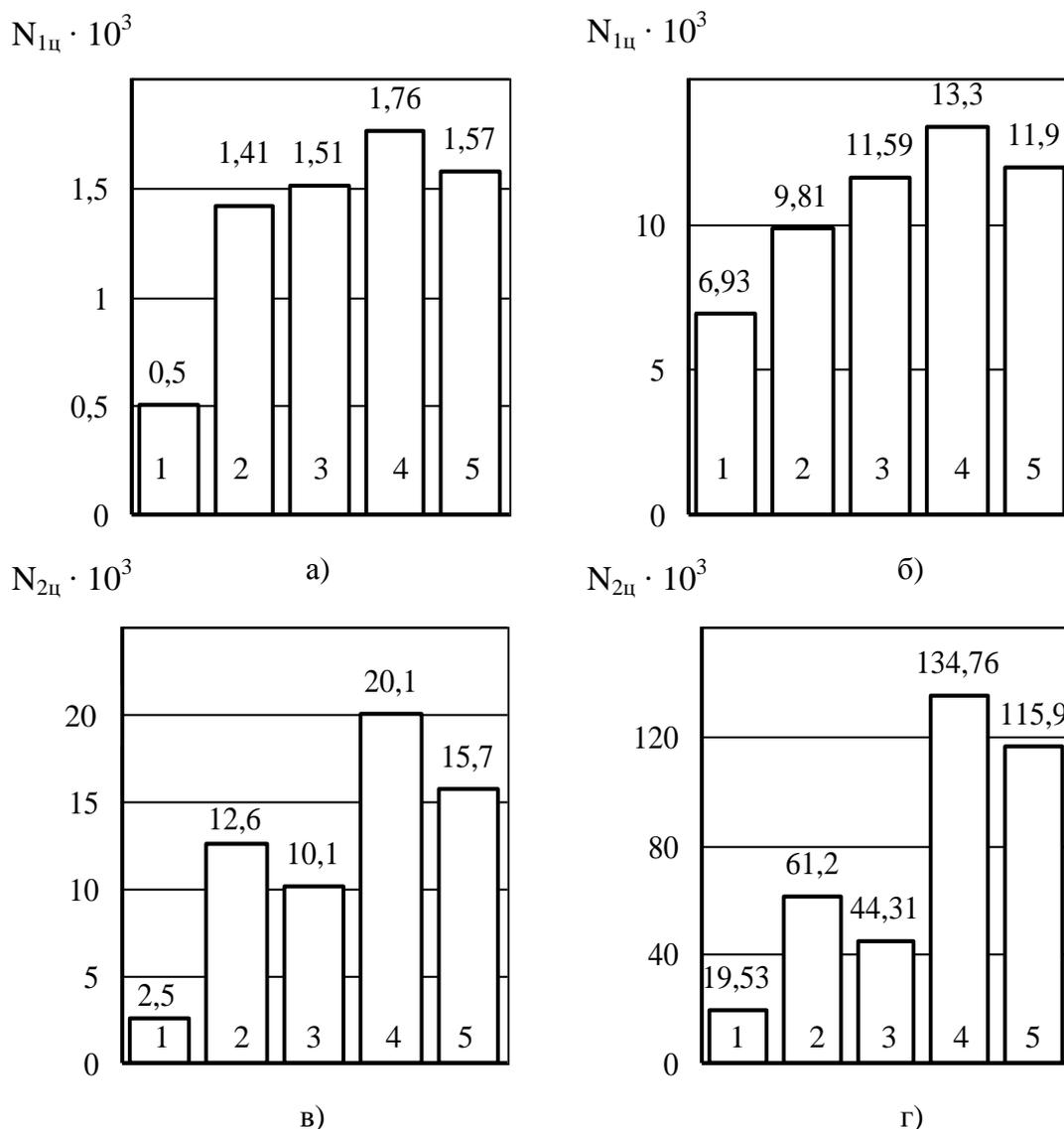


Рис. 5.7. Влияние состава покрытия на количество циклов работы инструмента до начала образования продольных трещин в инструментальной основе $N_{1ц}$ (а,б)

и до выхода их на режущую кромку $N_{2ц}$ (в, г):

а, в – $V = 247$ м/мин, $S_z = 0,4$ мм/зуб; б, г – $V = 157$ м/мин,

$S_z = 0,25$ мм/зуб; $t = 1,5$ мм, $B = 20$ мм;

1 – МК8, 2 – TiN, 3 – TiCN, 4 – (Ti,Zr)N, 5 – (Ti,Zr)CN

Количество циклов работы инструмента до начала образования и выхода продольных трещин в инструментальной основе на режущую кромку зависит как от состава покрытия, так и режима резания. Снижение скорости резания и подачи уменьшает и количество циклов, и разницу во времени до начала образования продольных трещин между инструментом без покрытия и с покрытием. Нанесение многоэлементных покрытий увеличивает количество циклов работы инструмента до начала образования и выхода продольных трещин в инструментальной основе на режущую кромку по сравнению с инструментом, имеющим покрытие TiN.

Как было сказано выше, в процессе резания трещины образуются в самом материале покрытия. Наименьшее количество циклов работы инструмента до начала образования продольных и поперечных трещин в материале покрытия характерно для инструмента с одноэлементными покрытиями TiN (рис. 5.8). Нанесение одноэлементных карбонитридных покрытий и многоэлементных покрытий снижает интенсивность процесса трещинообразования благодаря их более высокой микротвердости, уровня сжимающих остаточных напряжений, наличию микрослоистости и формирования в них в процессе резания высоких сжимающих напряжений. По этим же причинам образование трещин в данных покрытиях происходит после возникновения продольных трещин в материале инструментальной основы, в то время как для инструмента с одноэлементным покрытием TiN первыми образуются трещины в самом покрытии.

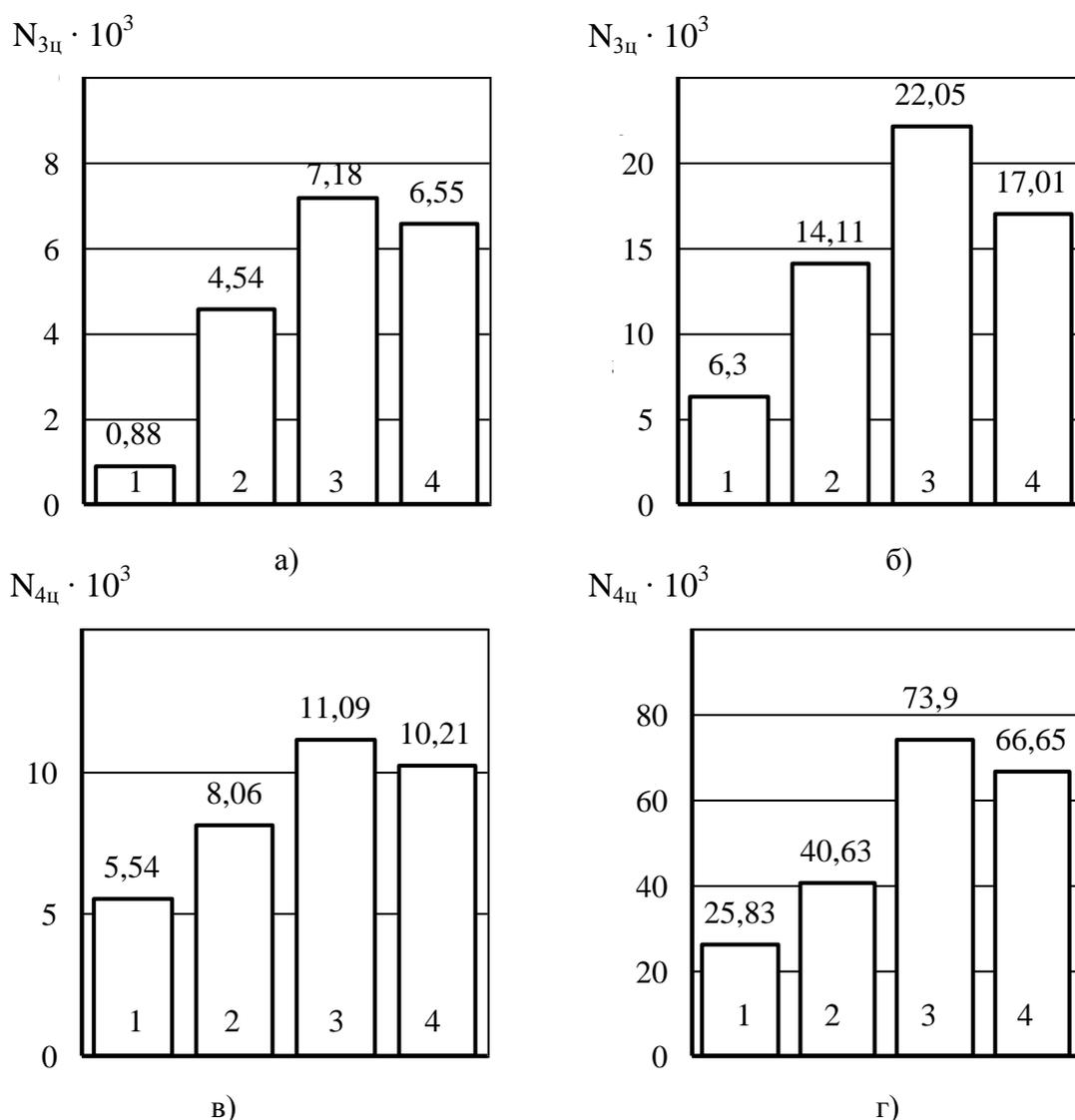


Рис. 5.8. Влияние состава покрытия на количество циклов работы инструмента до образования продольных $N_{3ц}$ (а,б) и поперечных $N_{4ц}$ (в, г) трещин в покрытии:
а, в – $V = 247$ м/мин, $Sz = 0,4$ мм/зуб; б, г – $V = 157$ м/мин, $Sz = 0,25$ мм/зуб; $t = 1,5$ мм, $B = 20$ мм; 1 – TiN, 2 – TiCN, 3 – (Ti,Zr)N, 4 – (Ti,Zr)CN

Более высокие механические свойства многоэлементных покрытий и уровень сжимающих нормальных напряжений, действующих в них в процессе резания во время рабочего хода инструмента, увеличивают время его работы до начала разрушения покрытия по сравнению с одноэлементными покрытиями (рис. 5.9).

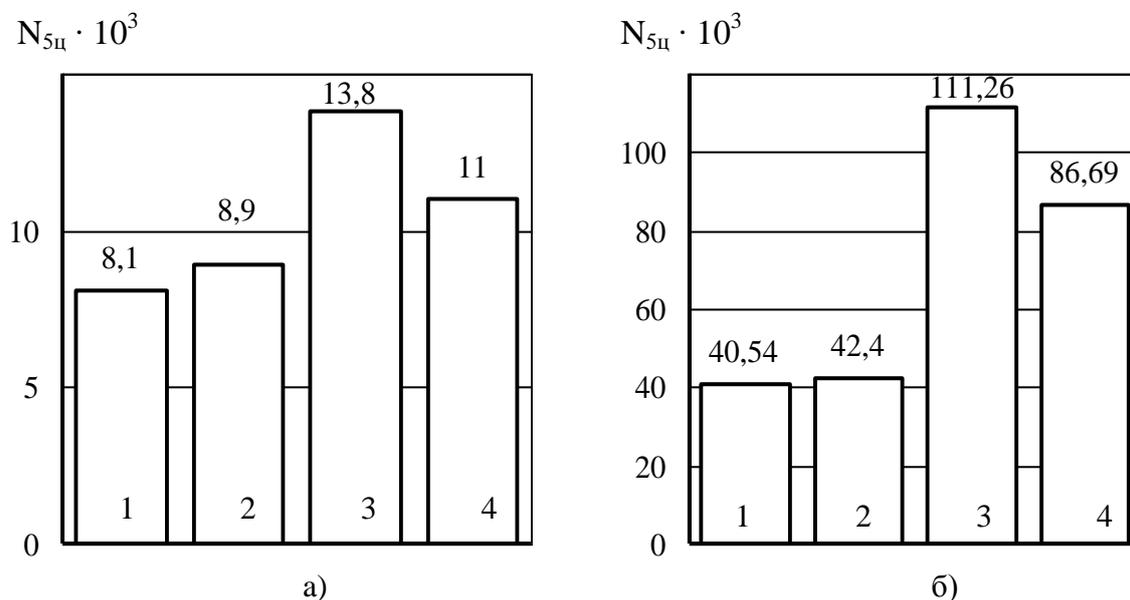


Рис. 5.9. Влияние состава покрытия на количество циклов работы инструмента до начала его разрушения $N_{5ц}$:

а – $V = 247$ м/мин, $Sz = 0,4$ мм/зуб; б – $V = 157$ м/мин, $Sz = 0,25$ мм/зуб;
 $t = 1,5$ мм, $B = 20$ мм; 1 – TiN, 2 – TiCN, 3 – (Ti,Zr)N, 4 – (Ti,Zr)CN

На характер разрушения покрытий оказывает влияние его конструкция.

Многослойные покрытия по сравнению с однослойными в большей степени сдерживают процессы трещинообразования и снижают интенсивность этих процессов в инструментальной основе (рис. 5.10). Изменение конструкции многослойного покрытия, например, введение в состав покрытия TiCN-TiN промежуточного слоя (Ti,Zr)N снижает интенсивность процесса образования и развития трещин и увеличивает число циклов работы инструмента до начала их образования и разрушения покрытия. Как видно из рис. 5.11, площадь разрушения трехслойного покрытия TiCN-(Ti,Zr)N-TiN существенно меньше по сравнению с двухслойным покрытием TiCN-TiN.

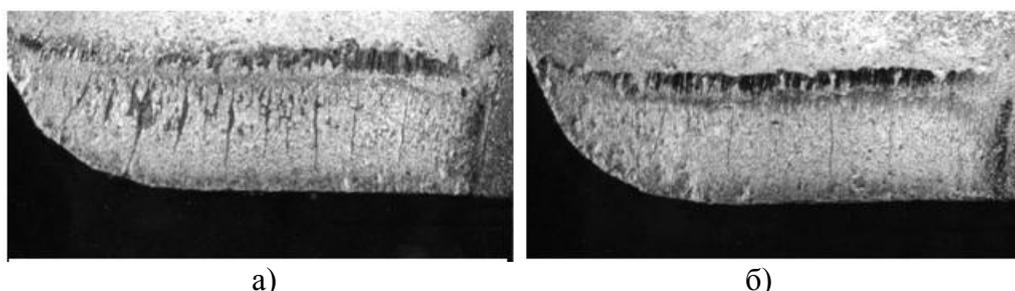


Рис. 5.10. Вид контактных площадок на передней поверхности пластин МК8

с покрытиями TiN (а) и TiCN-TiN (б) при торцовом фрезеровании заготовок из стали 5ХНМ:
 $V = 247$ м/мин, $Sz = 0,4$ мм/зуб, $t = 1,5$ мм, $B = 20$ мм, $\tau = 15$ мин

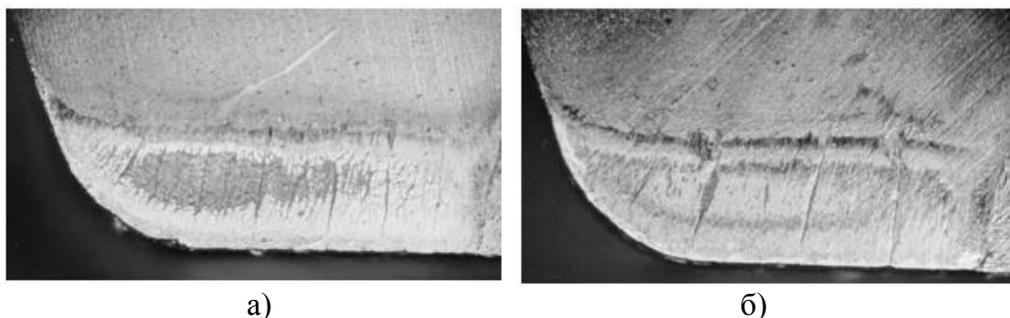


Рис. 5.11. Фотографии контактных площадок режущего инструмента с многослойными покрытиями TiCN-TiN (а) и TiCN-(Ti,Zr)N-TiN (б):
 $V = 247$ м/мин, $S_Z = 0,4$ мм/зуб, $B = 20$ мм, $t = 1,5$ мм, $\tau = 25$ мин

5.2. Особенности изнашивания режущего инструмента с износостойким покрытием

Работоспособное состояние инструмента определяется многими факторами, но прежде всего в значительной степени зависит от сопротивляемости контактных площадок инструмента изнашиванию и разрушению при взаимодействии с обрабатываемым материалом. Изнашивание контактных площадок обусловлено несколькими одновременно действующими механизмами: абразивным, адгезионно-усталостным, диффузионным и окислительным. В зависимости от условий резания и характера контактного взаимодействия (непрерывный, прерывистый, нестационарный) один из действующих механизмов изнашивания может стать преобладающим и определять работоспособность инструмента. От стабильности протекания изнашивания, в свою очередь, будет зависеть надежность режущего инструмента.

Покрытия заметно изменяют характер изнашивания контактных площадок. Для инструмента из быстрорежущей стали нанесение покрытий сдерживает развитие лунки износа на передней поверхности, меняя характер ее развития. Для инструмента без покрытия характерно интенсивное развитие лунки не только в направлении схода стружки (от режущей кромки), но и в противоположном направлении (к кромке), что при выходе лунки к режущей кромке (при уменьшении размера C , рис. 5.12) приводит к катастрофическому разрушению инструмента. Для инструмента с покрытием развитие лунки резко замедляется, особенно в направлении к режущей кромке. Разрушение покрытия на передней поверхности при работе быстрорежущим инструментом происходит уже на стадии приработочного и установившегося изнашивания инструмента. Разрушаясь на контактной площадке на передней поверхности, покрытие сохраняется на полочке C вдоль контактной площадки между режущей кромкой и краем лунки, что объясняется защитным действием нароста. Наличие нароста на передней поверхности способствует сохранению покрытия и на локальных участках задней поверхности. Остатки покрытия сдерживают развитие очагов износа на контактных площадках инструмента.

Замедляется рост лунки износа в глубину (уменьшается глубина лунки $h_{л}$) и особенно в ширину (уменьшается ширина лунки $B_{л}$), снижается интенсивность изнашивания по задней поверхности (фаска износа по главной задней h_3 и вспомогательной задней $h_{3.в}$ поверхностям (рис. 5.12).

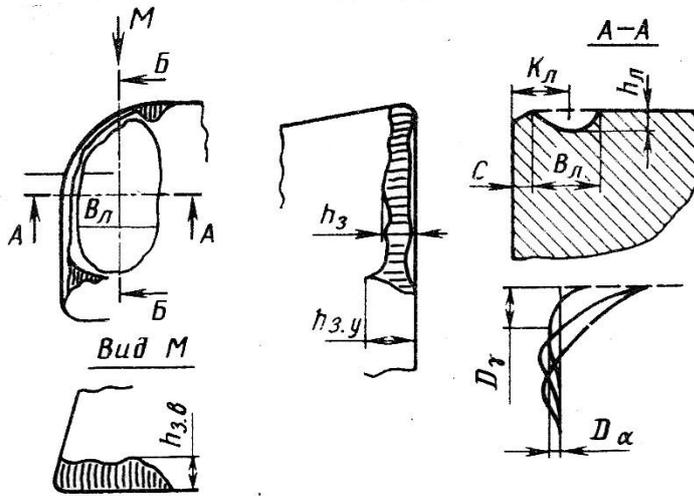


Рис. 5.12. Схема изнашивания контактных площадок режущего инструмента

Процесс образования лунки для быстрорежущего инструмента с покрытием сопровождается увеличением переднего угла. Это происходит вследствие более интенсивного роста лунки в ширину для инструмента без покрытия (рис. 5.13, а). Увеличение переднего угла для быстрорежущего инструмента с покрытием снижает энергозатраты на пластическое деформирование срезаемого слоя и является одной из причин роста работоспособности инструмента с покрытием.

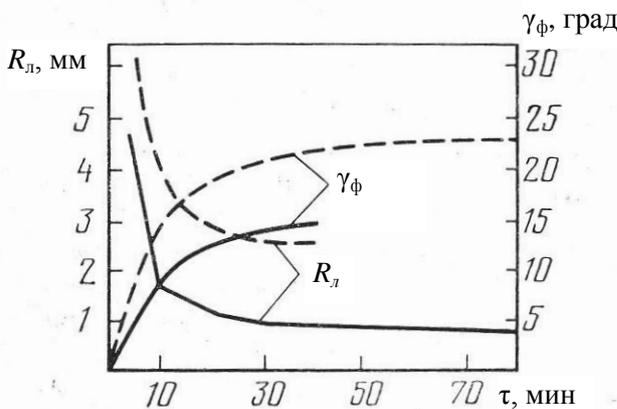
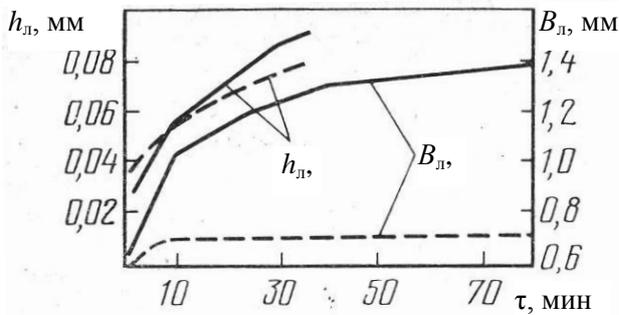


Рис. 5.13. Изменение параметров лунки износа на передней поверхности инструмента во времени: сплошная линия – для инструмента без покрытия; штриховая – с покрытием

Разрушение покрытия при работе быстрорежущим инструментом инициируется адгезионными процессами в условиях наростообразования, в которых работает данный инструмент. В этих условиях резко усиливается роль усталостных процессов, связанных с воздействием на покрытие знакопеременных нагрузок. В условиях активного наростообразования покрытие разрушается более интенсивно, при этом нивелируется различие в эффективности инструмента с различными по составу покрытиями.

Динамика развития очагов износа быстрорежущего инструмента с покрытиями включает следующие стадии (рис. 5.14). В период приработки инструмента (стадия I) покрытие, полностью сохранившее свою сплошность на передней и задней поверхностях инструмента, эффективно снижает мощность теплового источника. При этом уменьшаются нормальные и касательные напряжения на контактных площадках. Таким образом, термомеханическое состояние инструмента с покрытием становится более благоприятным, что и предопределяет его лучшую сопротивляемость изнашиванию. В то же время относительно хрупкое покрытие плохо сопротивляется адгезионно-усталостным процессам, особенно в условиях неустойчивого наростообразования, что приводит к разрушению покрытия на контактных площадках инструмента по усталостному механизму с развитием сетки хрупких трещин (стадия II). Частично разрушенное покрытие продолжает сдерживать развитие очагов износа на контактных площадках вследствие большой сопротивляемости абразивному истиранию. Одновременно, за счет благоприятного изменения параметров лунки износа и роста фактического переднего угла для инструментов с покрытиями, мощность деформационного источника теплоты ниже, чем у инструмента без покрытия.

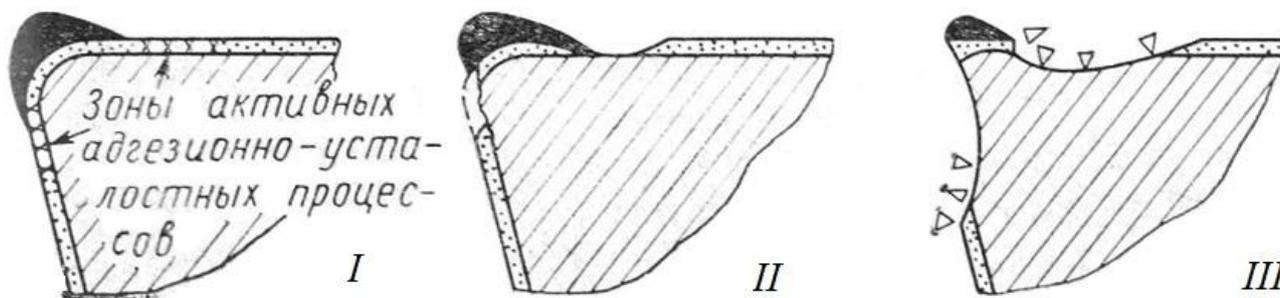
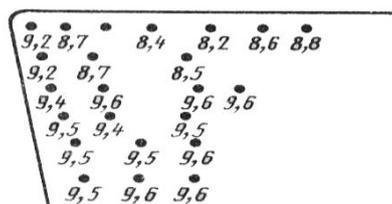


Рис. 5.14. Обобщенная схема развития очагов изнашивания быстрорежущего инструмента с покрытием

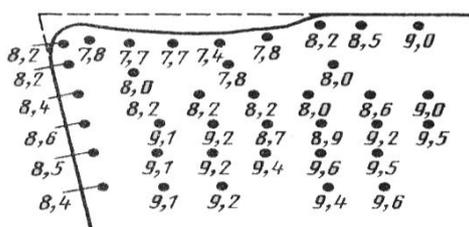
В дальнейшем по мере роста очагов износа все больше нивелируется разница между инструментом с покрытием и без покрытия (стадия III), и наступает катастрофический износ.

Нанесение покрытий достаточно эффективно предохраняет основу быстрорежущего инструмента от разупрочнения, что обусловлено снижением термомеханической нагрузки на режущий клин. Как видно из рис. 5.15, на стадии приработки для инструмента без покрытия уже наблюдается снижение микротвердости локальных объемов быстрорежущей стали непосредственно у контактных площадок передней и задней поверхностей. Для инструмента с

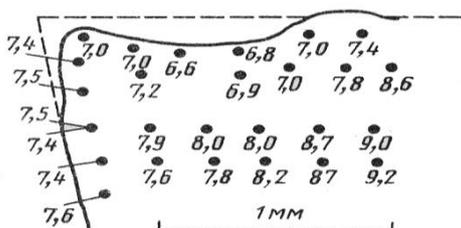
покрытием TiN такое снижение микротвердости практически отсутствует (рис. 5.16). На стадии установившегося изнашивания микротвердость режущей части инструмента с покрытием и без покрытия различаются уже несколько меньше, хотя уровень разупрочнения для инструмента с покрытием заметно ниже. На стадии катастрофического изнашивания микротвердость режущей части инструмента с покрытием практически та же самая, что инструмента без покрытия, хотя полное разупрочнение пластины с покрытием было достигнуто за гораздо большее время. На стадии катастрофического износа для инструментов как с покрытием, так и без покрытия имеет место значительное изменение формы режущей части.



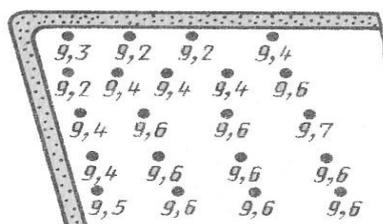
а)



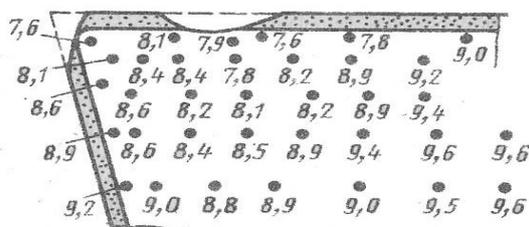
б)



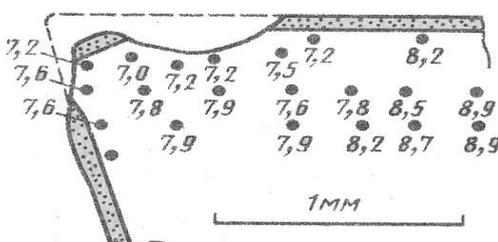
в)



а)



б)



в)

Рис. 5.15. Распределение микротвердости в режущем клине быстрорежущего инструмента без покрытия при точении стали 45:
 $V=55$ м/мин; $S=0,3$ мм/об; $t = 2$ мм;
 а, б, в – время работы инструмента соответственно 30 с, 5 мин, 18 мин

Рис. 5.16. Распределение микротвердости в режущем клине быстрорежущего инструмента с покрытием TiN при точении стали 45:
 $V=55$ м/мин; $S=0,3$ мм/об; $t = 2$ мм;
 а, б, в – время работы инструмента соответственно 30 с, 8 мин, 55 мин

Работоспособность быстрорежущего инструмента в значительной степени зависит от структурных изменений в стали и прежде всего $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений, происходящих под действием термомеханических нагрузок, возникающих при резании. Для быстрорежущего инструмента с покрытиями по сравнению с инструментом без покрытия наблюдается снижение количества остаточного

аустенита, что связано с энергетическим воздействием бомбардирующих ионов металла и последующей конденсации покрытия, приводящих к измельчению структуры, искажению кристаллической решетки, увеличению плотности дефектов кристаллического строения, текстурированности тонких приповерхностных слоев в быстрорежущей стали. Уровень этого энергетического воздействия соизмерим с энергетическим уровнем других видов механического, химико-термического и физического упрочнения структур быстрорежущей стали.

На стадии приработки изменение структур быстрорежущей стали обусловлено термомеханическим воздействием процесса резания. Такое воздействие в значительной степени зависит от условий обработки. При выборе режимов обработки, когда возникают температуры, уровень которых не превышает температур рекристаллизации в быстрорежущей стали, можно уменьшить количество остаточного аустенита пониженной устойчивости, сформированного в приповерхностных слоях контактных площадок инструмента из быстрорежущей стали в процессе его термообработки и заточки. Такой процесс называют «тренировкой» инструмента [44] и используют для упрочнения контактных площадок инструмента за счет энергетического воздействия, возникающего при эксплуатации инструмента на пониженных режимах резания. На практике обычно используют режимы обработки, при которых уровень термомеханического воздействия на режущий инструмент превышает уровень воздействия, при котором начинаются динамично протекающие рекристаллизационные процессы в инструменте, и его работоспособность определяется температурными разупрочняющими процессами [44].

Исходная структура приповерхностных слоев инструментального материала с покрытием обладает повышенной сопротивляемостью динамическим рекристаллизационным процессам вследствие упрочняющих эффектов ионной бомбардировки и конденсации покрытия. Кроме того, покрытие снижает уровень термомеханического воздействия на структуры быстрорежущей стали. Поэтому адаптация структур приповерхностных слоев быстрорежущей стали к уменьшенному уровню термомеханического воздействия для инструмента с покрытием происходит за более короткое время, чем для инструмента без покрытия. Это, по-видимому, приводит к уменьшению времени приработочного изнашивания и размера фаски износа для инструмента с покрытием по сравнению с соответствующим временем и фаской износа для инструмента без покрытия и является причиной дополнительного снижения уровня термомеханического воздействия на контактные площадки инструмента с покрытием за период нормального изнашивания.

Как было сказано выше, в период установившегося изнашивания покрытие интенсивно разрушается, и прирезцовый слой стружки вступает в прямой контакт с быстрорежущей основой. Более высокий уровень ее сопротивляемости изнашиванию обусловлен меньшим разупрочнением в период приработки по сравнению с быстрорежущей основой инструмента без

покрытия. Микрорентгеноспектральный анализ очагов изнашивания быстрорежущего инструмента на глубине до 50 мкм показывает, что в поверхностных слоях дна лунки инструмента происходит перераспределение основных легирующих элементов, определяющих режущие свойства быстрорежущей стали (W, Mo, Cr) [5]. В этих слоях с повышенным содержанием карбидов WC, MoC, CrC и других велика вероятность сдерживания коагуляции мартенситных зерен, по сравнению с вероятностью коагуляции зерен для приповерхностных слоев инструмента без покрытия за один и тот же период работы.

Кроме того, при уровне термомеханического воздействия, характерном для быстрорежущего инструмента с покрытием, отсутствуют какие-либо заметные процессы диффузионного взаимодействия обрабатываемого материала и быстрорежущей стали. А так как развитие очагов изнашивания передней и задней поверхностей инструмента еще достаточно эффективно сдерживается краями покрытия, то и на стадии нормального изнашивания интенсивность изнашивания инструмента с покрытием существенно ниже, чем для инструмента без покрытия.

После полного разрушения покрытия быстрорежущая основа имеет показатели физико-механических свойств и износостойкость, практически не уступающие или даже превосходящие соответствующие показатели быстрорежущей стали в исходном состоянии. Поэтому износостойкость контактных площадок инструмента с покрытием можно рассматривать как суммарную износостойкость собственно покрытия и быстрорежущей основы с учетом ее упрочнения в процессе приработки инструмента. Необходимо отметить, что критерии затупления инструмента из быстрорежущей стали с покрытием следует уменьшать на 30...40% по сравнению с критерием затупления исходного инструмента, так как катастрофическое изнашивание инструмента с покрытием начинается при износе на 30...40% меньшем критического износа инструмента без покрытия [5].

Нанесение покрытий на твердосплавный инструмент изменяет характер износа контактных площадок инструмента, устраняя процесс лункообразования на передней поверхности, имеющее место для инструмента без покрытий при обработке заготовок из конструкционных сталей на режимах резания, соответствующих получистовой и чистовой обработке. Для режущего инструмента с покрытиями наблюдается изменение формы режущего клина в виде выпучивания по передней поверхности и пластического оттеснения задней поверхности (рис. 5.17).

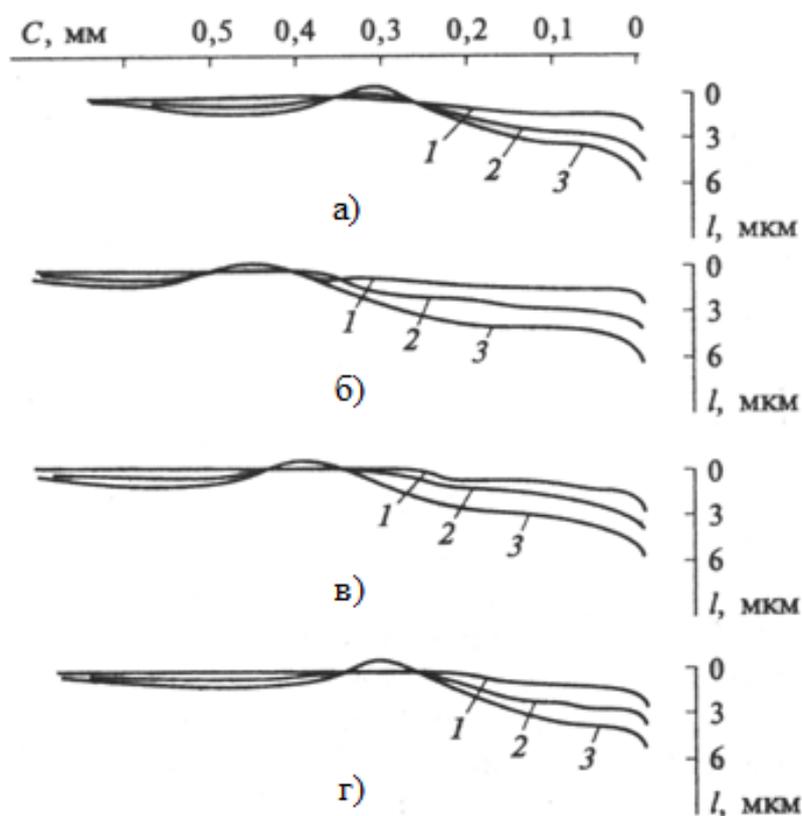


Рис. 5.17. Профилограммы контактных площадок передней поверхности инструмента при точении стали 30XГСА твердосплавными пластинами Т5К10 с покрытиями TiN (а), (Ti,Zr)N (б), (Ti,Al)N (в), (Ti,Fe)N (г):
 $V = 240$ м/мин, $S = 0,3$ мм/об, $t = 0,75$ мм;
 1, 2, 3 – время работы инструмента соответственно 5, 12 и 15 мин

Происходящее при этом опускание вершины режущего клина инструмента зависит не только от материала инструментальной основы, но и от свойств материала износостойкого покрытия, которые определяются в свою очередь его составом (рис. 5.18).

При обработке заготовок из чугуна характер износа твердосплавных пластин с покрытиями существенно изменяется по сравнению с обработкой заготовок из конструкционной стали. Абразивное воздействие материала заготовки резко интенсифицирует процессы трещинообразования и разрушения покрытий. Более высокие механические свойства многоэлементных покрытий на основе нитридов способствуют сдерживанию процессов разрушения покрытий и развития очагов износа по сравнению с одноэлементными покрытиями.

При обработке заготовок из труднообрабатываемых материалов разрушение покрытия происходит на стадии приработочного изнашивания режущего инструмента. Однако и после разрушения покрытия контактные поверхности долго сопротивляются изнашиванию благодаря сохранению его на участке, примыкающем к режущей кромке, и в виде отдельных «островков» на участке скольжения стружки по передней поверхности. Дальнейшее разрушение покрытия приводит к образованию лунки на передней поверхности,

развитие которой для пластин с покрытиями замедляется как в направлении схода стружки, так и к режущей кромке.

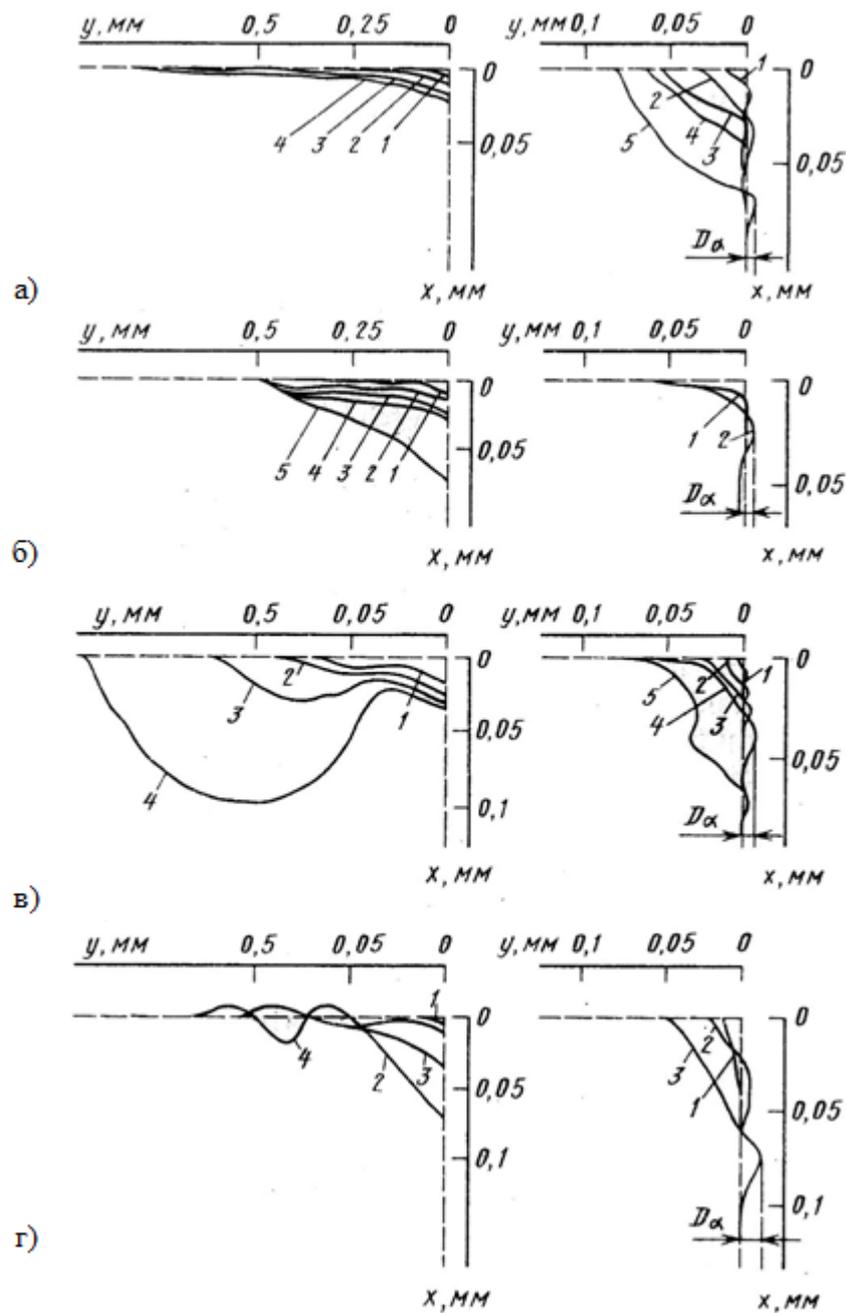


Рис. 5.18. Профилограммы контактных площадок передней и задней поверхностей твердосплавных пластин с различными покрытиями при точении стали 38ХС:
 а – Т5К10-(Ti,Cr)N; 1 – 28 с; 2 – 2,2 мин; 3 – 8 мин; 4 – 15 мин; 5 – 32 мин;
 б – Т5К10-TiC; 1 – 22 с; 2 – 8 мин; 3 – 12 мин; 4 – 18 мин; 5 – 34 мин;
 в – GC015 (Сандвик Коромант); 1 – 10 с; 2 – 5 мин; 3 – 10 мин; 4 – 20 мин; 5 – 27 мин;
 г – Т5К10-(TiC-TiCN-TiN); 1 – 35 с; 2 – 5 мин; 3 – 21 мин; 4 – 43 мин

Процесс изнашивания контактных площадок твердосплавного инструмента с покрытиями проходит следующие стадии (рис. 5.19): 1 – пластическая деформация режущего клина инструмента, вызванная действием эквивалентных напряжений на передней поверхности инструмента; 2 – зарождение и развитие трещин на контакте по задней поверхности и участке упругого контакта по передней поверхности; 3 – разрушение покрытия на контакте по задней поверхности, дальнейшее развитие трещин на участке упругого контакта и образование трещин на участке пластического контакта в результате деформации режущей части инструмента; 4 – развитие очага износа по задней поверхности, локальные разрушения покрытия на участке пластического контакта с прорастанием их в основу твердого сплава; 5 – дальнейшее разрушение покрытия на участке упругого контакта, локальные вырывы макрообъемов покрытия и разрушение покрытия на участке пластического контакта; 6 – образование лунки износа, интенсивное развитие очагов износа на контактных поверхностях, ведущее к катастрофическому износу инструмента.

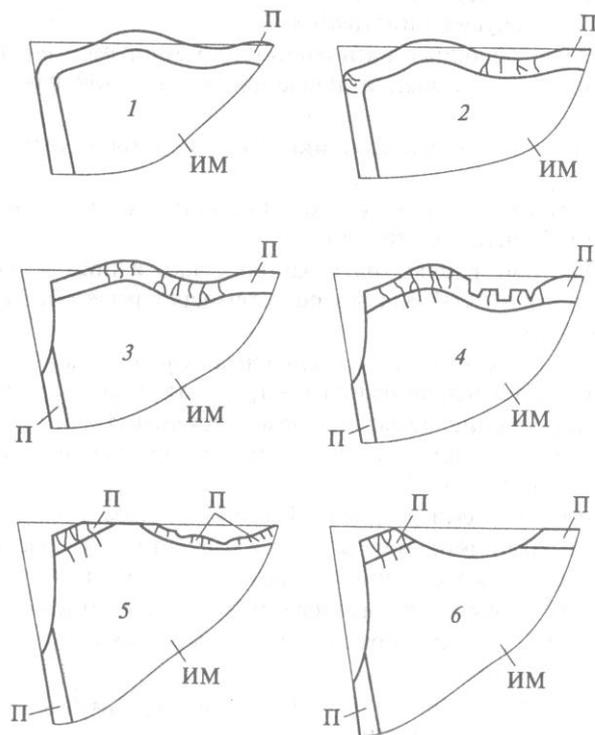


Рис. 5.19. Обобщенная физическая модель изнашивания и деформации твердосплавного инструмента с покрытием: П – покрытие; ИМ – инструментальный материал

Прерывистое резание характеризуется значительной спецификой с точки зрения циклического характера формирования застойных зон, значительных колебаний температур во время рабочего и холостого циклов, специфических условий контакта задней поверхности инструмента и обрабатываемого материала. В этих условиях инструмент с покрытием работает в наименее благоприятных условиях из-за повышенной хрупкости износостойких покрытий. Эффективность покрытий однослойного типа при прерывистом резании значительно снижается, причем катастрофическое изнашивание инструмента наступает при меньших критических значениях износа. Особенности изнашивания инструмента с покрытием, установленные для непрерывного резания, в целом относятся и к прерывистому резанию.

Нанесение покрытий на твердосплавный инструмент приводит к смещению оптимальной скорости резания v_0 в сторону больших значений на зависимости относительного износа от скорости резания. Смещение характерных скоростей резания v_0 , при которых минимизируется интенсивность изнашивания твердосплавного инструмента, наблюдается при

точении и фрезеровании конструкционных сталей, высоколегированных сталей и сплавов (рис. 5.20, 5.21). Причиной такого смещения является уменьшение термомеханических напряжений режущего клина твердосплавного инструмента с покрытиями вследствие снижения уровня действующих контактных напряжений и температур. В результате этого происходит изменение вида контактного взаимодействия обрабатываемого и инструментального материалов, что, в свою очередь, приводит к изменению механизма изнашивания для инструмента с покрытием при той же скорости резания, что и для инструмента без покрытия.

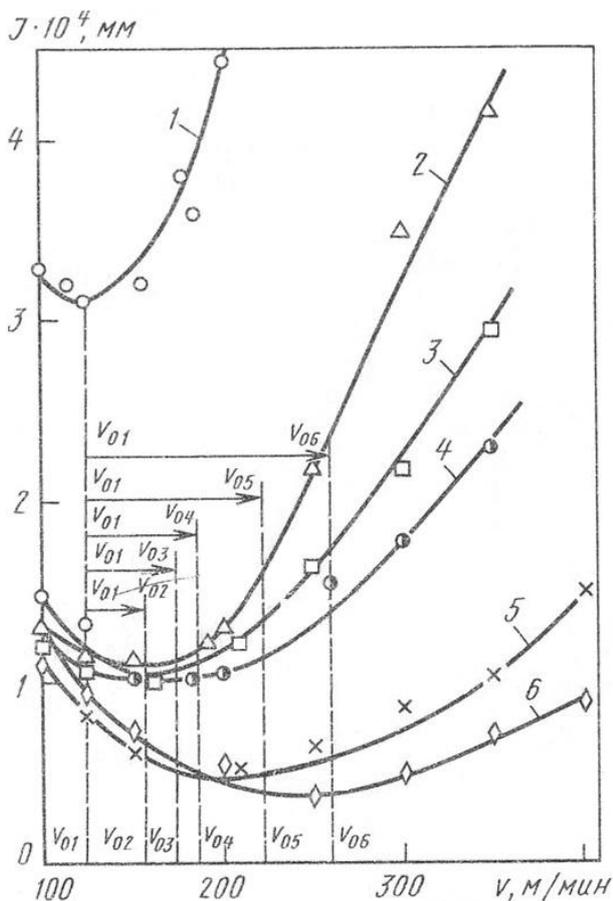


Рис. 5.20. Зависимость относительного износа от скорости резания при точении заготовок из стали 45:
 1 – ТТ10К8-Б; 2 – ТТ10К8-Б-TiN;
 3 – ТТ10К8-Б-(Ti,Cr)N; 4 – ТТ10К8-Б-TiC;
 5 – ТТ10К8-Б-(TiC-TiCN-TiN);
 6 – ТТ10К8-Б-(TiC-Al₂O₃);
 S = 0,45 мм/об; t = 1 мм

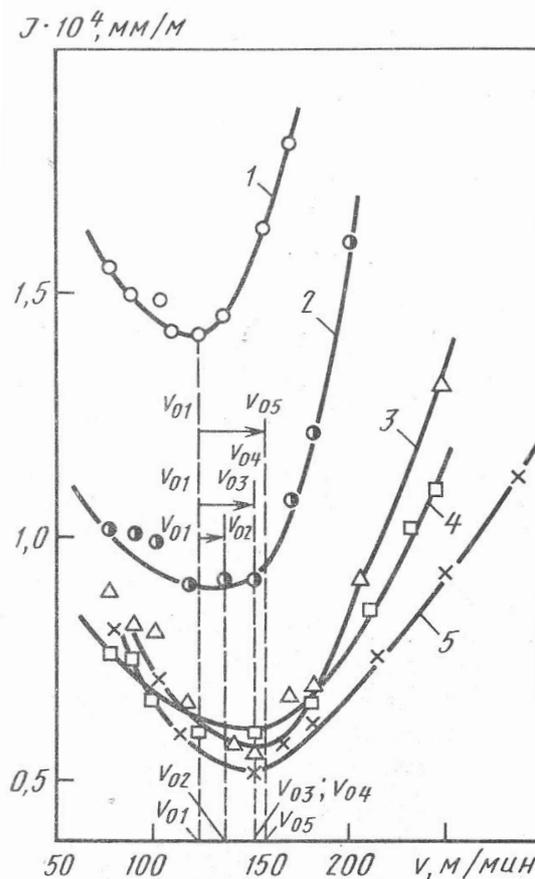


Рис. 5.21. Зависимость относительного износа от скорости резания при симметричном фрезеровании стали 40X:
 1 – ТТ10К8-Б; 2 – ТТ10К8-Б-TiC;
 3 – ТТ10К8-Б-TiN; 4 – ТТ10К8-Б-(Ti,Cr)N;
 5 – ТТ10К8-Б-(TiC-TiCN-TiN); B = 140 мм;
 t = 2 мм; S_z = 0,32 мм/зуб; z = 1

Изнашивание твердосплавного инструмента с покрытиями на скоростях меньших v_0 носит выраженный адгезионный характер. Лучшая сопротивляемость твердого сплава с покрытием адгезионному изнашиванию обуславливается снижением склонности структур твердого сплава (особенно кобальтовой фазы) к взаимодействию с обрабатываемым материалом благодаря появлению на его поверхности покрытия, имеющего более устойчивые

электронные конфигурации, особенно хорошо сопротивляющиеся адгезии. Кроме того, повышается энергетический порог, при котором возможна адгезия из-за снижения касательных напряжений и температур, свойственных инструменту с покрытием.

В условиях адгезионного характера взаимодействия покрытия и обрабатываемого материала эффективность ионно-плазменных покрытий резко снижается с ростом дефектности покрытий. Наиболее опасными дефектами являются микропоры, пустоты, капельная составляющая, способствующие росту вероятности схватывания между покрытием и обрабатываемым материалом, при котором возрастает неустойчивость процесса схватывания, инициируются усталостные процессы, отмечается отрыв микрообъемов покрытий. Зарождение хрупкой трещины, как правило, начинается у поверхностного дефекта покрытия. Так как ионно-плазменные покрытия имеют особомелкодисперсную структуру, то движение трещины после ее «подрастания» наиболее вероятно по межзеренным границам. Отсутствие переходной зоны между покрытием и твердым сплавом, высокий градиент напряжений между ними определяют торможение трещины на границе раздела «покрытие – твердосплавная основа» и ее дальнейшее движение вдоль этой границы. В результате происходит разрушение покрытия и его удаление сбегавшей стружкой.

Наиболее интенсивно на скоростях резания, меньшими v_0 , разрушаются хрупкие однослойные одноэлементные покрытия, полученные методом химического осаждения (например, покрытие TiC), которые чрезвычайно плохо сопротивляются разрушению в условиях действия адгезионно-усталостных процессов. Усталостную природу разрушения данных покрытий подтверждает развитая сетка усталостных трещин и наличие большого числа локальных вырывов микрообъемов покрытия.

Последнее говорит о высокой прочности сцепления твердосплавной основы и покрытия.

Несколько иначе на скоростях, меньших v_0 , происходит изнашивание твердосплавного инструмента с покрытиями при прерывистом резании, хотя механизм изнашивания по-прежнему определяется адгезионными процессами. Указанные процессы действуют на фоне циклического изменения температуры. В этих условиях максимальное повышение периода стойкости обеспечивают относительно пластичные покрытия, полученные методом физического осаждения, а также многослойные покрытия.

На скоростях резания, близких или несколько превышающих скорость v_0 , на контактных площадках инструмента появляются следы коррозионного разрыхления покрытий всех типов, которое происходит вследствие интенсивного окисления внутренних поверхностей пор в покрытии и возникновения критических напряжений. Результатом коррозии и окисления является формирование и развитие трещин с выходом на свободную поверхность и образованием локальной зоны окисления. Подобный процесс называют *глубинной коррозией*, которая может происходить как при

непрерывном, так и прерывистом резании. Такой механизм разрыхления покрытия особенно характерен для композиции «покрытие – твердый сплав» с пористой основой (более 2%) или с дефектным покрытием, содержащим большое число пор.

При скоростях резания, больших v_0 , между инструментом и обрабатываемым материалом устанавливается плотный контакт, формируется устойчивая застойная зона. Рельеф изношенных участков носит сглаженный характер, реализуется диффузионное изнашивание. В этих условиях эффективность покрытий резко возрастает, заметно снижается интенсивность изнашивания контактных площадок инструмента, особенно по передней поверхности. Наиболее существенным в этом случае являются интердиффузионные твердофазные (в некоторых случаях и жидкофазные) реакции между материалами контактирующей пары. Роль покрытия, обладающего более высокими термодинамической устойчивостью, прочностью внутренних химических связей и пассивностью по отношению к обрабатываемому материалу, сводится к своеобразному барьеру диффузионным процессам между инструментальным и обрабатываемым материалами. Как видно из рис. 5.22, имеет место диффузия железа из налива в твердосплавную основу в местах их прямого контакта, а также встречная диффузия вольфрама и кобальта в наливку обрабатываемого материала (линии сканирования 2, 3, 5, 6). Наличие покрытия на контактных площадках инструмента практически полностью препятствует диффузионным процессам между обрабатываемым и инструментальным материалом (линии сканирования 4). Таким образом, при работе режущего инструмента на скоростях, больших v_0 , существуют зоны диффузионного переноса из обрабатываемого материала в покрытие, происходит диффузия элементов твердосплавной основы через покрытие в застойную часть контактной зоны и возможна диссоциация покрытия вследствие указанных процессов. Однако интенсивность диффузионных процессов при наличии покрытия будет значительно меньше, чем при прямом контакте твердого сплава и контактной зоны. Одновременно снижение интенсивности диффузии элементов твердосплавной основы в застойную зону, как было отмечено выше, доказывает снижение сопротивляемости пластическому сдвигу обрабатываемого материала в пределах участка пластического контакта, что является еще одной причиной улучшения обрабатываемости при резании твердосплавным инструментом с покрытием. Кроме того, говоря о роли покрытия в диффузионном изнашивании режущего инструмента, не следует забывать, что наличие покрытия на контактных площадках инструмента заметно снижает факторы, инициирующие диффузию, тепловую напряженность зоны резания и контактные напряжения.

При прерывистом резании на скоростях, больших v_0 , роль диффузионных процессов сказывается в меньшей степени, чем для непрерывного резания, так как преобладающее влияние на разрушение покрытий и изнашивание инструмента оказывает цикличность изменения температур и контактных напряжений.

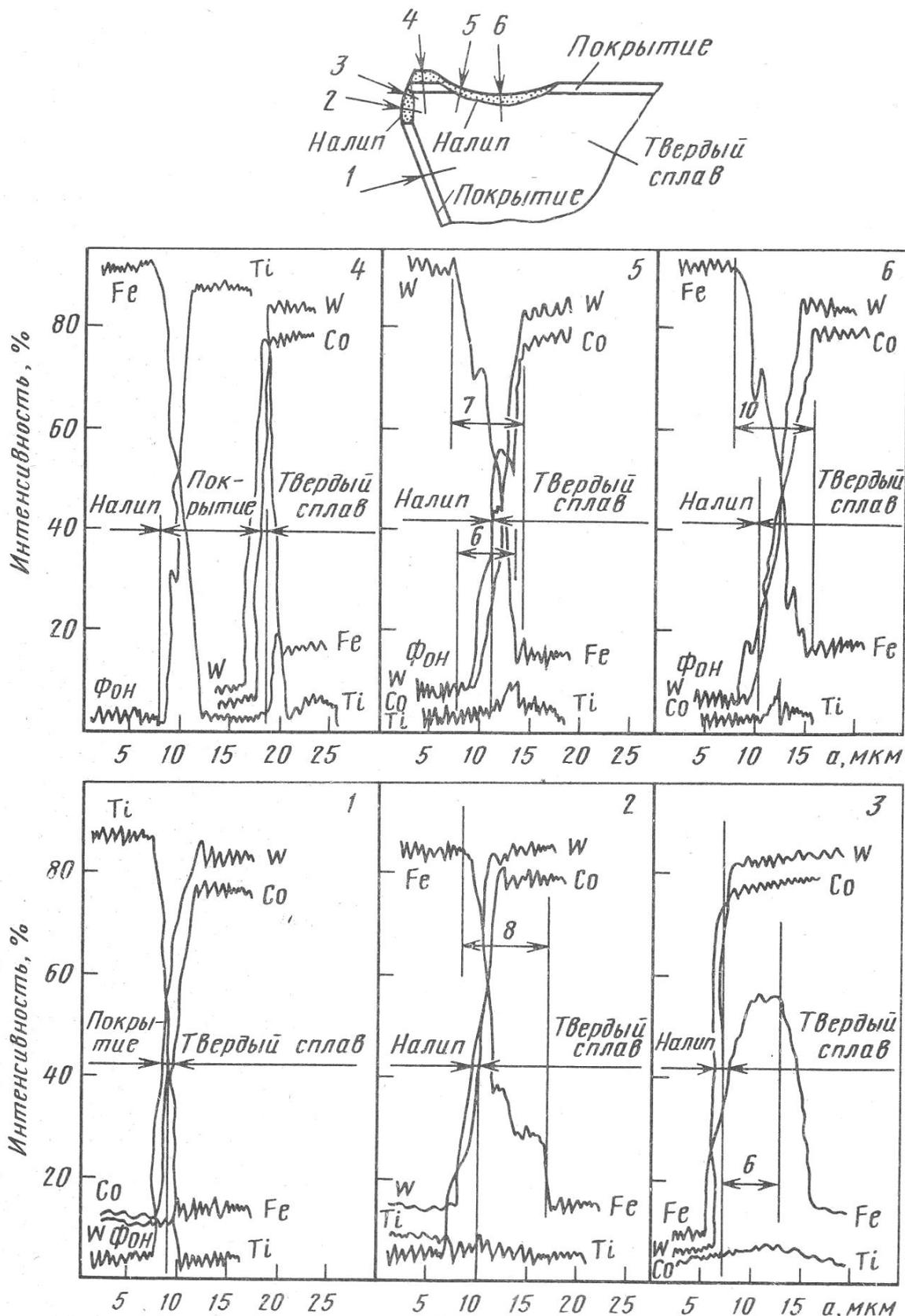


Рис. 5.22. Результаты микроанализа на содержание железа, вольфрама, кобальта и титана пластины ВК6 с покрытием TiN при точении стали 35ХГСА: $v = 250$ м/мин; $S = 0,15$ мм/об; $t = 1$ мм; $\tau = 8$ мин; $h_{\text{п}} = 0,5$ мм; a – глубина сканирования

Таким образом, нанесение покрытий на твердосплавный инструмент принципиально не изменяет механизмы изнашивания твердых сплавов, сдвигая их скорости резания, минимизирующие интенсивность изнашивания, в область более высоких скоростей резания благодаря снижению уровня термомеханической напряженности зоны резания.

5.3. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями

Работоспособность инструмента в значительной степени зависит от условий его эксплуатации и определяется такими критериями, как среднее значение периода стойкости T и коэффициент вариации стойкости v_T .

5.3.1. Работоспособность быстрорежущего инструмента с покрытиями

Нанесение однослойных одноэлементных покрытий увеличивает период стойкости быстрорежущего инструмента в 2–5 раз по сравнению с инструментом без покрытия. Эффективность покрытий заметно возрастает по мере увеличения скорости резания и уменьшения подачи. Это характерно для продольного точения (рис. 5.23), сверления (рис. 5.24, а) и симметричного торцового фрезерования (рис. 5.24, б).

При обработке заготовок из чугуна характер износа твердосплавных пластин с покрытиями существенно изменяется по сравнению с обработкой заготовок из конструкционной стали. Абразивное воздействие материала заготовки резко интенсифицирует процессы трещинообразования и разрушения покрытий. Более высокие механические свойства многоэлементных покрытий на основе нитридов способствуют сдерживанию процессов разрушения покрытий и развития очагов износа по сравнению с одноэлементными покрытиями.

При обработке заготовок из труднообрабатываемых материалов разрушение покрытия происходит на стадии приработочного изнашивания режущего инструмента. Однако и после разрушения покрытия контактные поверхности долго сопротивляются изнашиванию благодаря сохранению его на участке, примыкающем к режущей кромке, и в виде отдельных «островков» на участке скольжения стружки по передней поверхности. Дальнейшее разрушение покрытия приводит к образованию лунки на передней поверхности, развитие которой для пластин с покрытиями замедляется как в направлении схода стружки, так и к режущей кромке.

Эффективность одноэлементных покрытий заметно снижается при резании на скоростях активного наростообразования, что связано с неустойчивостью данного процесса, появлением низкочастотных вибраций, цикличностью нагружения контактных площадок инструмента и высокой интенсивностью разрушения покрытий вследствие зарождения и развития трещин усталости.

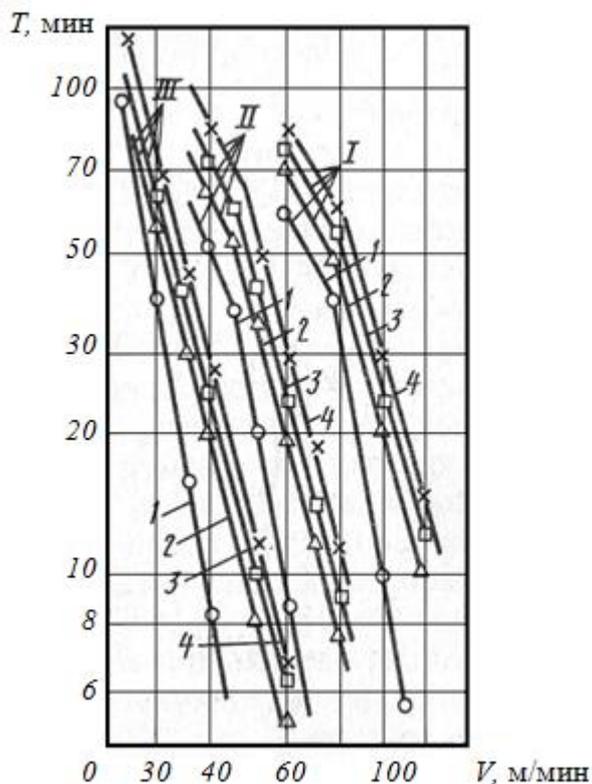


Рис. 5.23. Влияние скорости резания на период стойкости резцов из быстрорежущей стали Р6М5 при точении заготовок из стали 45 (180 НВ):
 $t = 2$ мм; I – $S = 0,15$ мм/об;
 II – $S = 0,34$ мм/об; III – $S = 0,57$ мм/об;
 1 – Р6М5; 2 – Р6М5-МоN; 3 – Р6М5-
 CrN;
 4 – Р6М5-TiN

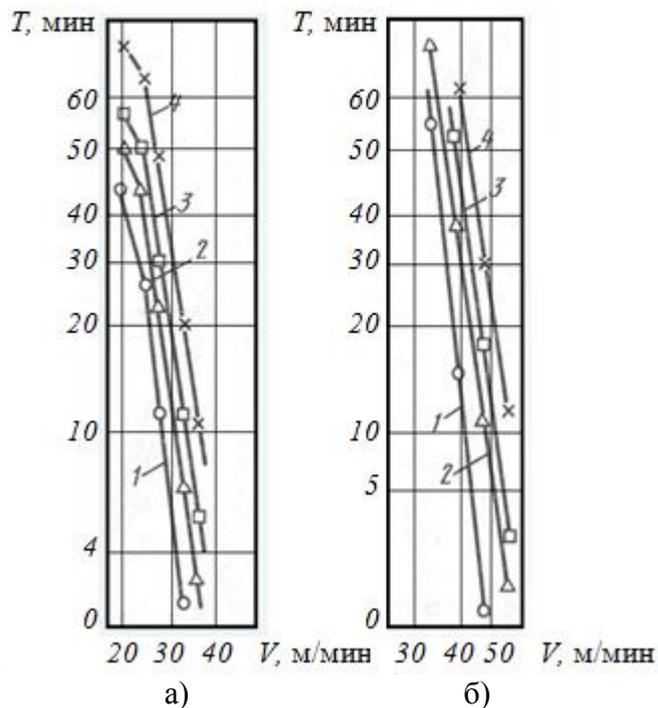


Рис. 5.24. Влияние скорости резания на период стойкости быстрорежущего инструмента при обработке заготовок из стали 40X:
 1 – Р6М5, 2 – Р6М5-МоN, 3 – Р6М5-CrN, 4 – Р6М5-TiN; а – сверление отверстий диаметром 8 мм, б – симметричное торцовое фрезерование ($S_z = 0,32$ мм/зуб, $t = 2$ мм, $B = 140$ мм)

Для повышения работоспособности инструмента из быстрорежущей стали с покрытием в условиях наростообразования необходимо использовать многоэлементные и многослойные покрытия, способные значительно лучше, чем однослойные покрытия, сопротивляться разрушению в условиях усталостных процессов. Кроме того, следует создавать такие условия обработки, при которых стабилизируется или исключается наростообразование.

Исследования эффективности быстрорежущих пластин с различными покрытиями показали, что двухэлементные нитридные покрытия увеличивают период стойкости пластин Р6М5 по сравнению с покрытием нитрида титана в 1,25 – 5,5 раза в зависимости от состава, марки обрабатываемого материала и режима резания (рис. 5.25). Еще более высокую эффективность имеют трехэлементные покрытия на основе нитридов. Применение таких покрытий при токарной обработке повышает период стойкости быстрорежущего инструмента в 1,3 – 2,45 раза по сравнению с двухэлементными покрытиями и в 2,95 – 5,75 раза по сравнению с одноэлементным покрытием TiN (рис. 5.26).

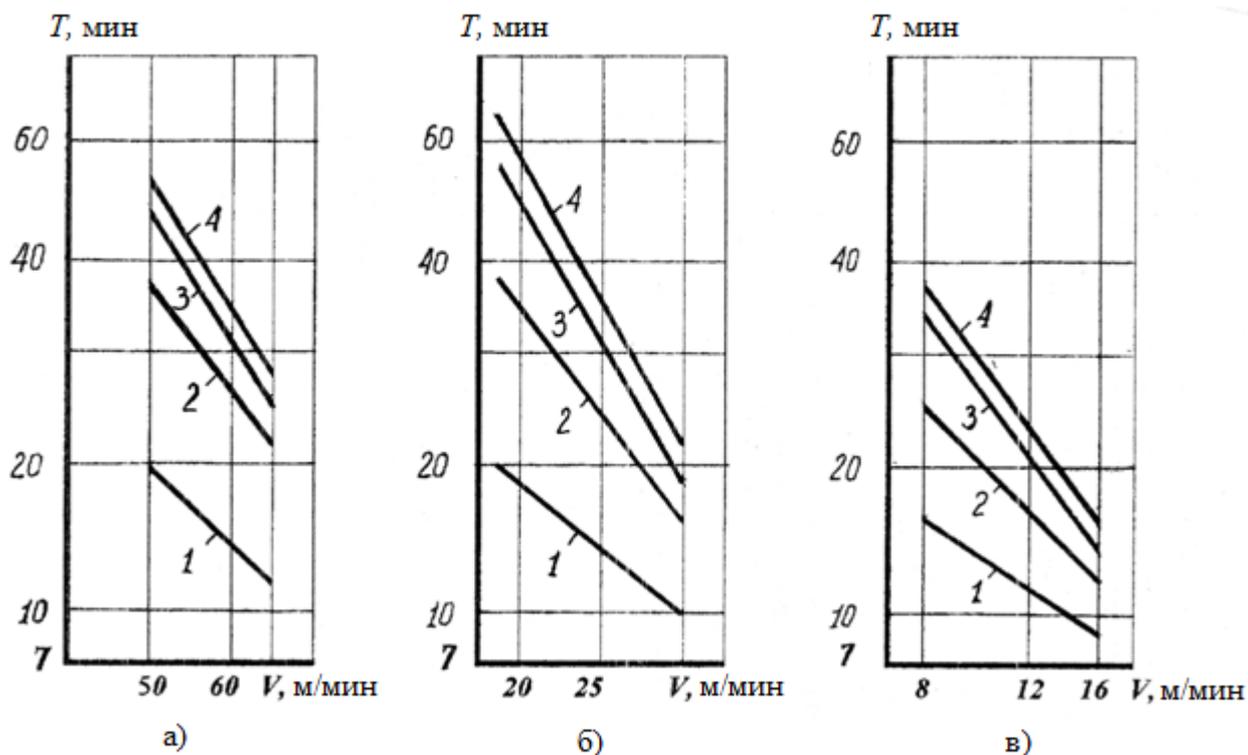


Рис. 5.25. Влияние скорости резания на период стойкости пластин P6M5 при обработке заготовок из сталей 30XГСА (а), 12X18H10T (б) и сплава BT22 (в):
 $S = 0,15$ мм/об, $t = 0,5$ мм; 1 – TiN, 2 – TiCN, 3 – (Ti,Zr)CN, 4 – (Ti,Mo)CN

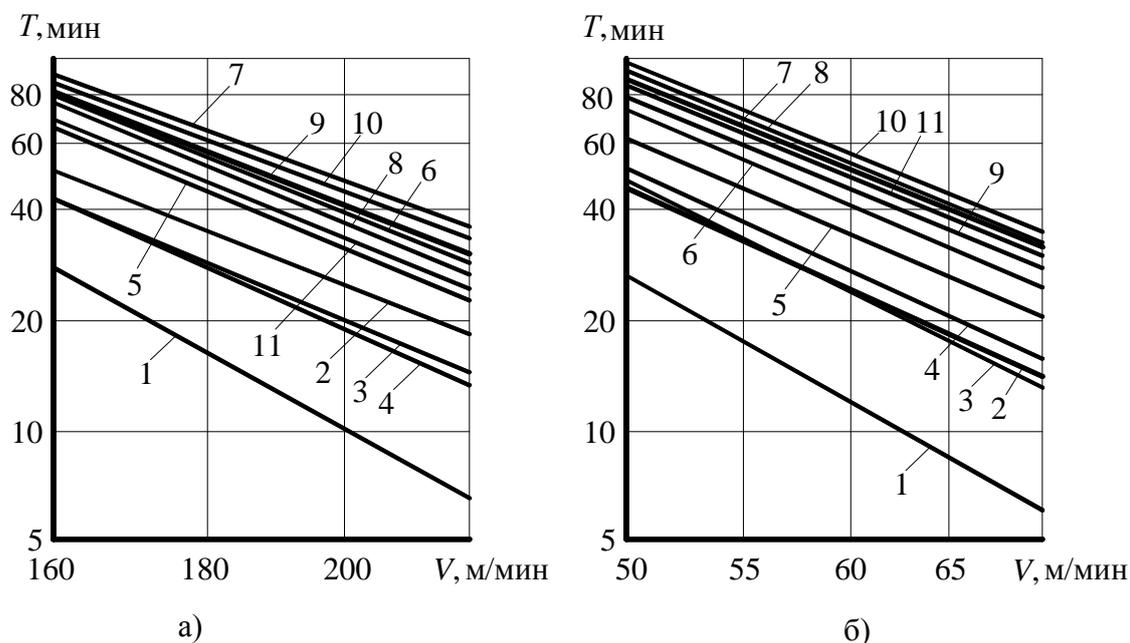


Рис. 5.26. Влияние скорости резания V на период стойкости T пластин из быстрорежущей стали P6M5K5 с трехэлементными покрытиями при обработке заготовок из стали 30XГСА:
 1 – TiN; 2 – (Ti,Si)N; 3 – (Ti,Zr)N; 4 – (Ti,Al)N; 5 – (Ti,Si,Cr)N; 6 – (Ti,Si,Zr)N; 7 – (Ti,Si,Al)N;
 8 – (Ti,Zr,Si)N; 9 – (Ti,Zr,Al)N; 10 – (Ti,Al,Si)N; 11 – (Ti,Al,Zr)N; $V = 18$ м/мин, $t = 0,75$ мм

Нанесение покрытий принципиально не изменяет характер зависимости $T = f(v, S, t)$, однако заметно снижается влияние скорости резания, особенно для термодинамически наиболее устойчивых покрытий TiN, увеличивается влияние подачи и практически прежним остается влияние глубины резания. Снижение влияния скорости резания для инструмента с покрытием на среднее значение периода стойкости определяется снижением термомеханической нагрузки на инструмент. Это также означает, что при одинаковом периоде стойкости инструментов без покрытия и с покрытием последние более производительны, так как позволяют увеличить скорость резания на 20...40% по сравнению со скоростью резания обычным инструментом.

Характерной особенностью эксплуатации сложнопрофильного инструмента из быстрорежущей стали является то, что возникает необходимость в его повторных заточках в процессе эксплуатации. Если повторная заточка осуществлена по одной из рабочих поверхностей инструмента с покрытием, то принципиально возможна дальнейшая его эксплуатация, так как не заточенная повторно поверхность с покрытием будет продолжать выполнять свои функции. Необходимо при этом учитывать несколько моментов. Во-первых, технология заточки и свойства покрытия должны быть таковы, чтобы сохранить покрытие без разрушения на той рабочей поверхности инструмента, которая не подвергается повторной заточке. Во-вторых, качество покрытия на поверхности, не подвергаемой повторной заточке, должно быть достаточно хорошим, чтобы сопротивляться разрушению под действием термомеханических нагрузок при резании.

Эффективность быстрорежущего инструмента с покрытиями может быть повышена путем воздействия на контактные площадки дополнительной поверхностной упрочняющей обработки. Например, в качестве дополнительной упрочняющей обработки можно использовать импульсное лазерное излучение. При этом возможны два варианта такой обработки контактных площадок инструмента – до и после нанесения покрытий. В первом случае применение импульсной лазерной обработки способствует повышению сопротивляемости режущего клина упругопластическим деформациям за счет образования в поверхностном слое основы зоны закалки повышенной твердости. Во втором – дополнительно повышается микротвердость покрытия и прочность сцепления его с инструментальной основой. Применение импульсной лазерной обработки повышает период стойкости быстрорежущего инструмента в 1,5 – 3,2 раза в зависимости от свойств обрабатываемого материала, состава покрытия и режима обработки (рис. 5.27).

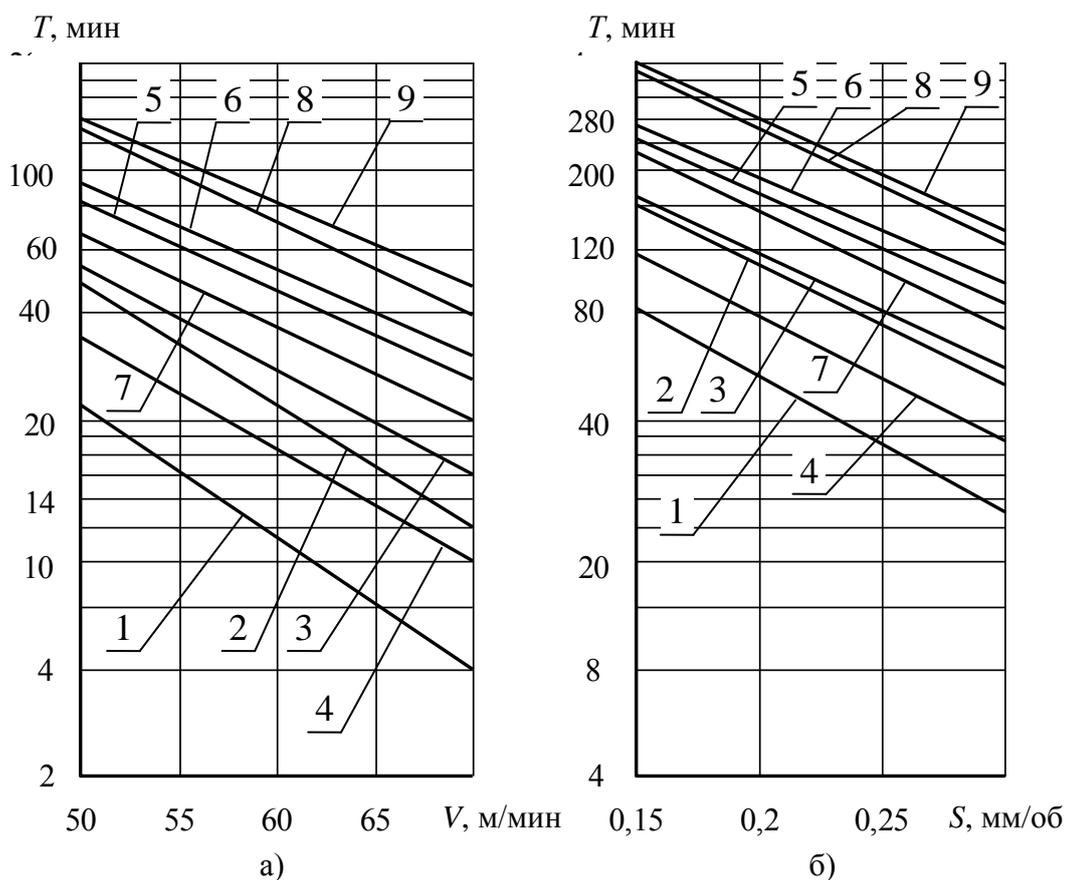


Рис. 5.27. Влияние скорости резания (а) и подачи (б) на период стойкости инструмента из быстрорежущей стали Р6М5К5 при точении заготовок из стали 30ХГСА: $S = 0,3$ мм/об, $t = 0,75$ мм (а); $V = 50$ м/мин, $t = 0,75$ мм (б); 1 – TiN; 2 – ЛО + TiN; 3 – TiN + ЛО; 4 – (Ti,Zr)N; 5 – ЛО + (Ti,Zr)N; 6 – (Ti,Zr)N + ЛО; 7 – (Ti,Zr)CN; 8 – ЛО + (Ti,Zr)CN; 9 – (Ti,Zr)CN + ЛО

Эффективность быстрорежущего инструмента, особенно в условиях неустойчивого наростообразования, можно повысить за счет повышения прочности его сцепления с инструментальной основой путем нанесения между ними переходных адгезионных слоев. Известно, что высокие остаточные сжимающие напряжения, возникающие в износостойких покрытиях после нанесения их на режущий инструмент, способствуют снижению интенсивности процессов их разрушения в процессе резания. С другой стороны, наличие перепада напряжений на границе покрытия с инструментальной основой отрицательно сказывается на прочности их сцепления. Снизить перепад напряжений и, следовательно, повысить прочность адгезионной связи износостойкого покрытия с основой инструмента можно за счет нанесения между ними переходных адгезионных слоев. Более высокая прочность сцепления может быть получена при нанесении переходных слоев, в состав которых входят элементы покрытия и инструментальной основы. Применительно к инструментальным материалам такими элементами могут быть кобальт, вольфрам, титан, тантал, железо, ванадий, хром, молибден.

В качестве переходных адгезионных слоев могут быть использованы чистые металлы, нитриды данных металлов или их сочетание. Применение

многослойных покрытий с переходными слоями существенно повышает период стойкости быстрорежущего инструмента по сравнению с однослойными покрытиями. Например, при обработке заготовок из сталей 30ХГСА и 12Х18Н10Т (рис. 5.28) нанесение многослойных покрытий с переходными адгезионными слоями повышает период стойкости инструмента в 1,4 – 4,2 раза по сравнению с покрытием TiN в зависимости от режима резания и конструкции многослойного покрытия.

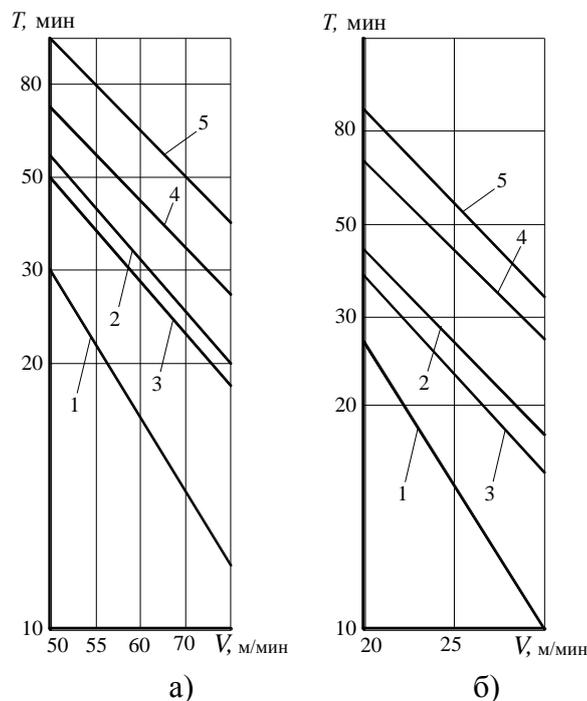


Рис. 5.28. Влияние скорости резания на период стойкости пластин Р6М5 с покрытием при точении заготовок из стали 30ХГСА (а) и 12Х18Н10Т (б):

1 – TiN; 2 – (Ti,Zr)N; 3 – (Ti,Fe)N-TiN; 4 – (Ti-Fe)-(Ti,Fe)N-TiN;

5 – (Ti-Zr-Fe)-(Ti,Zr,Fe)N-(Ti,Zr)N; а – $S = 0,3$ мм/об, $t = 0,75$ мм; б – $S = 0,3$ мм, $t = 0,5$ мм

Более высокая работоспособность режущего инструмента с многослойными покрытиями, имеющими переходные адгезионные слои, по сравнению с инструментом с однослойным покрытием, объясняется снижением остаточных напряжений в покрытии и повышением прочности их сцепления с инструментальной основой. Кроме того, снижению интенсивности износа инструмента также способствуют более высокая микротвердость переходных слоев на основе сложных нитридов и наличие в покрытии дополнительных границ, повышающих его трещиностойкость.

5.3.2. Работоспособность твердосплавного инструмента с покрытиями

При обработке заготовок из конструкционных сталей применение покрытий на основе нитридов существенно повышает эффективность твердосплавных пластин. При этом более эффективными являются многоэлементные покрытия. Нанесение двухэлементных нитридных покрытий по сравнению с одноэлементными покрытиями повышает период стойкости твердосплавного инструмента в 1,8 – 3,5 раза в зависимости от условий резания и состава покрытия (рис. 5.29). Еще более высокую эффективность имеют трехэлементные покрытия (рис. 5.30). Применение двухэлементных покрытий на основе карбонитридов по сравнению с аналогичными по составу нитридными покрытиями дополнительно повышает период стойкости твердосплавного инструмента в 1,4 – 2,2 раза в зависимости от режима резания и состава покрытия.

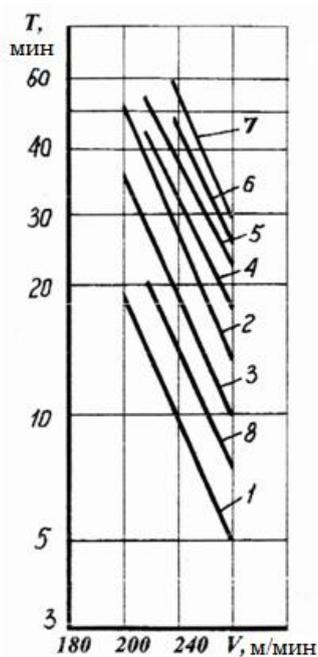


Рис. 5.29. Влияние скорости резания на период стойкости пластин MC318 при обработке заготовок из стали 30ХГСА: 1 – TiN, 2 – (Ti,Zr)N, 3 – (Ti,Al)N, 4 – (Ti,Si)N, 5 – (Ti,Al)CN, 6 – (Ti,Zr)CN, 7 – (Ti,Si)CN, 8 – (Ti,Fe)N; $S = 0,15$ мм/об, $t = 0,5$ мм

Нанесение покрытий не изменяет характера зависимостей $T = f(V, S, t)$ по сравнению с инструментом без покрытия. В то же время изменяется влияние отдельных факторов на период стойкости по сравнению с пластинами без покрытия. При этом увеличение или уменьшение влияния элементов режима резания на период стойкости определяется составом покрытия, свойствами обрабатываемого и инструментального материалов и режимами резания.

Например, применение покрытий TiN при обработке заготовок из конструкционных сталей уменьшает влияние скорости и увеличивает влияние подачи на период стойкости твердосплавных пластин. При использовании многоэлементных покрытий так же наблюдается снижение влияния скорости резания на период стойкости пластин, а изменение подачи неоднозначно влияет на данный показатель. При обработке на высоких скоростях резания влияние

подачи на период стойкости при использовании многоэлементных покрытий повышается, а на меньших – снижается. Такое влияние подачи связано, по-видимому, с повышением термомеханической напряженности режущего клина и снижением его пластической прочности при увеличении скорости резания. Пластическая деформация режущего клина инструмента интенсифицирует процессы трещинообразования и изнашивания контактных площадок пластин. На меньших скоростях резания снижение влияния подачи на период стойкости твердосплавных пластин связано с повышением уровня контактных нагрузок, и, следовательно, снижением сопротивляемости материала покрытия процессу трещинообразования при уменьшении величины подачи.

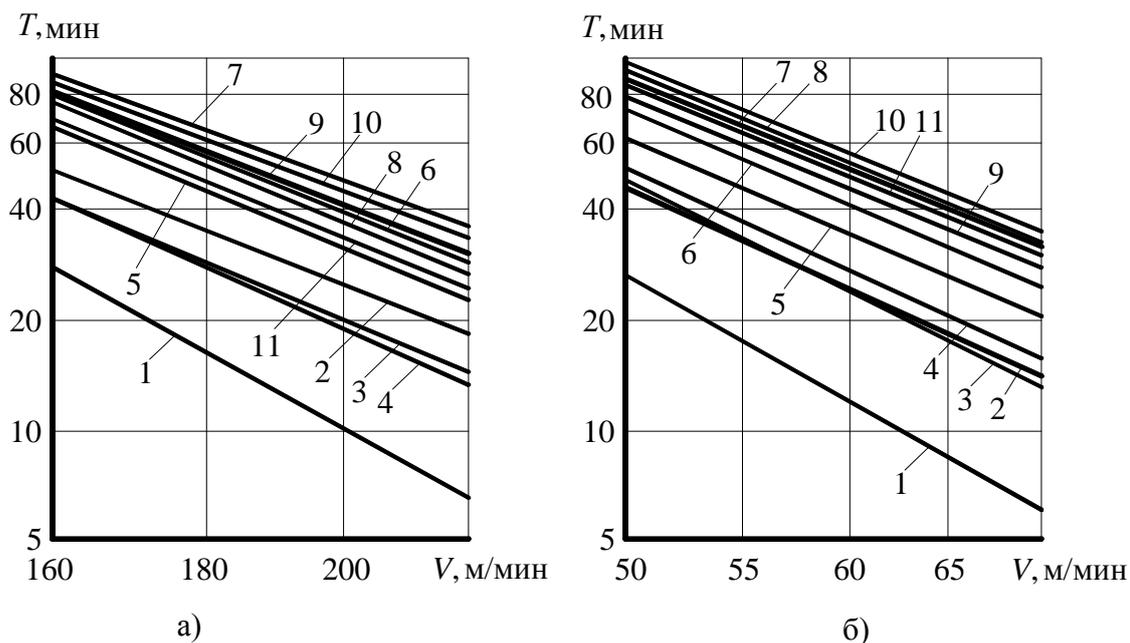


Рис. 5.30. Влияние скорости резания V на период стойкости T пластин из твердого сплава МК8 с трехэлементными покрытиями при обработке заготовок из стали 30ХГСА:
 1 – TiN; 2 – (Ti,Si)N; 3 – (Ti,Zr)N; 4 – (Ti,Al)N; 5 – (Ti,Si,Cr)N; 6 – (Ti,Si,Zr)N;
 7 – (Ti,Si,Al)N; 8 – (Ti,Zr,Si)N; 9 – (Ti,Zr,Al)N; 10 – (Ti,Al,Si)N; 11 – (Ti,Al,Zr)N;
 $S = 0,3$ мм/об, $t = 0,5$ мм

Эффективность твердосплавного инструмента с однослойными покрытиями, по аналогии с быстрорежущим инструментом, можно повысить путем дополнительной упрочняющей обработки контактных площадок инструмента и применением многослойных покрытий. Увеличение микротвердости покрытия и повышение прочности его сцепления с инструментальной основой после импульсной лазерной обработки, способствует повышению периода стойкости твердосплавного инструмента в 1,5 – 3,2 раза (рис. 5.31).

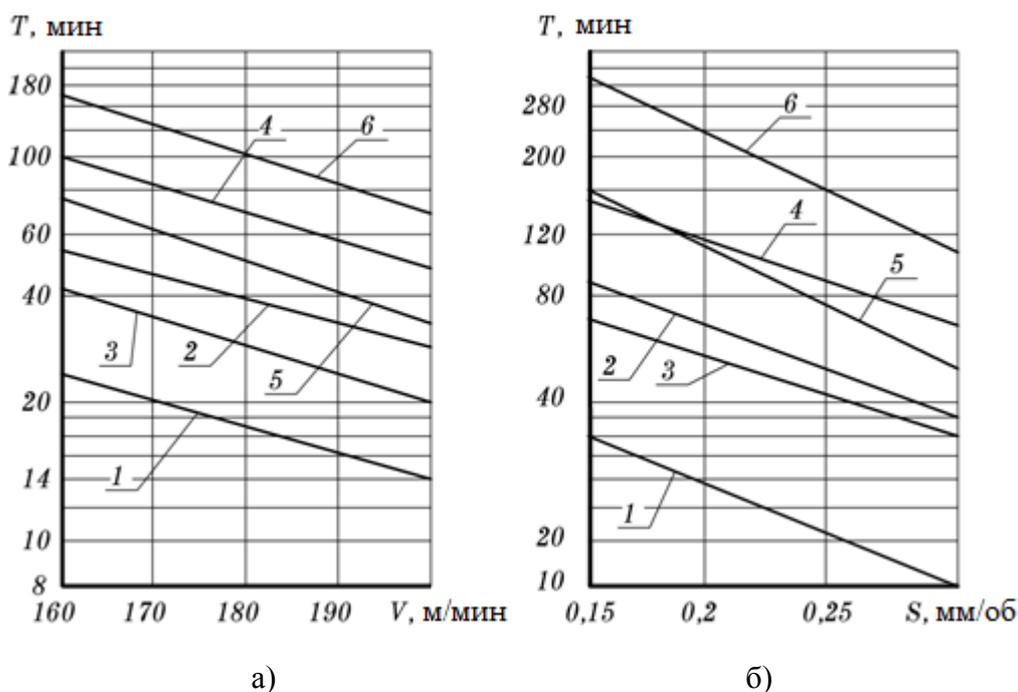


Рис. 5.31. Влияние скорости резания V (а) и подачи S (б) на период стойкости инструмента из твердого сплава МК8 при точении заготовок из стали 30ХГСА:
а – $S = 0,3$ мм/об, $t = 0,5$ мм; б – $V = 180$ м/мин, $t = 0,5$ мм; 1 – TiN, 2 – TiN+AlO, 3 – (Ti,Zr)N, 4 – (Ti,Zr)N+AlO, 5 – (Ti,Zr)CN, 6 – (Ti,Zr)CN+AlO

Применение многослойных покрытий расширяет области эффективного использования твердосплавного инструмента с покрытиями. Изменяя конструкцию многослойного покрытия (толщину отдельных слоев и толщиной покрытия в целом), можно управлять параметрами структуры и механическими свойствами и тем самым влиять на режущую способность инструмента.

Применение многослойных покрытий повышает период стойкости твердосплавного инструмента по сравнению с однослойными покрытиями при токарной обработке заготовок из конструкционных сталей в 1,5 – 4,0 раза (рис. 5.32), а при торцовом фрезеровании в 1,4 – 4,5 раза (рис. 5.33) в зависимости от конструкции покрытия и свойств обрабатываемого материала.

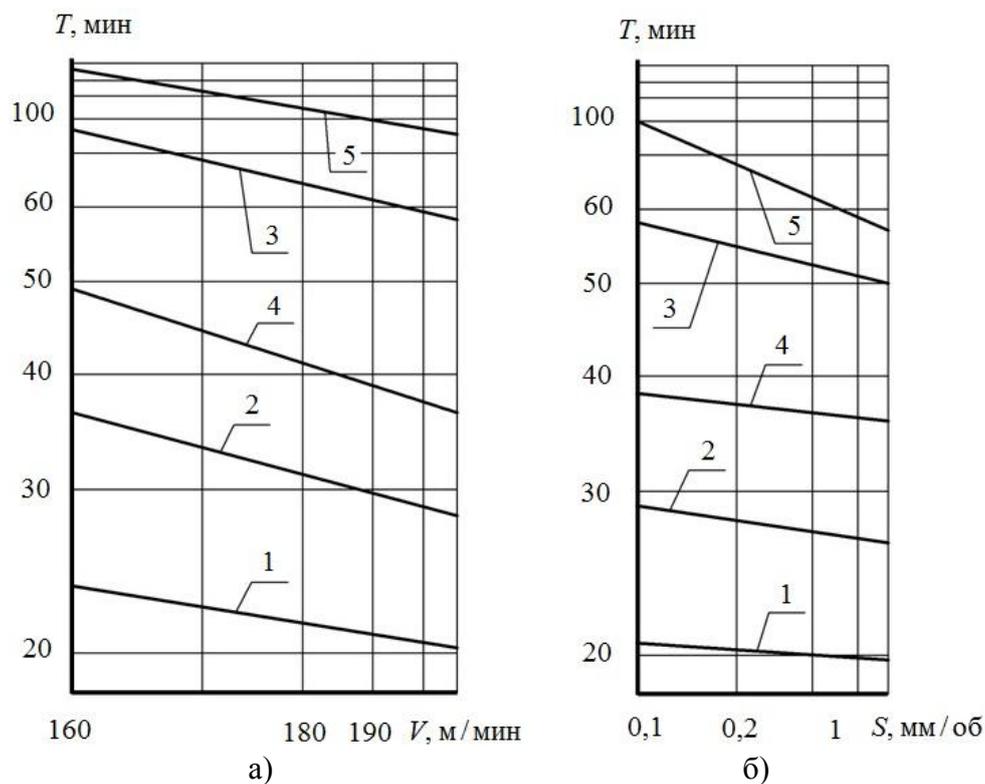


Рис. 5.32. Влияние скорости резания V (а) и подачи S (б) на период стойкости инструмента T с различными покрытиями при обработке стали 5ХНМ:
 1 – TiN; 2 – TiN-TiCN; 3 – TiN-(Ti,Zr)N; 4 – TiN-(Ti,Al)N; 5 – TiN-TiCN-(Ti,Zr)N

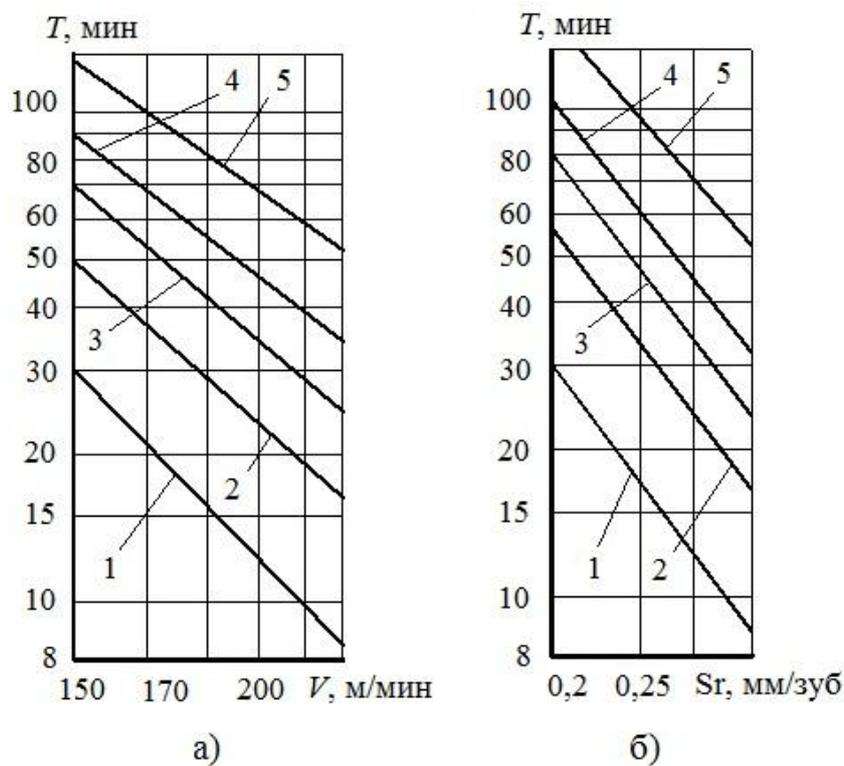


Рис. 5.33. Влияние скорости резания (а) и подачи (б) на период стойкости пластин МК8 при торцовом фрезеровании заготовок из стали 5ХНМ:
 $a - S_z = 0,4$ мм/зуб; $b - V = 247$ м/мин; $t = 2$ мм, $B = 20$ мм; 1 – МК8, 2 – TiN, 3 – (Ti,Zr)N, 4 – TiN-TiCN-TiN, 5 – (Ti,Zr)CN-(Ti,Zr)N

5.3.3. Работоспособность инструмента с покрытиями при резании труднообрабатываемых материалов

В современном машиностроении все большее применение находят изделия из сложнолегированных сталей и сплавов, обычно называемых *труднообрабатываемыми*.

Труднообрабатываемые материалы значительно различаются по свойствам и назначению (высокопрочные и сверхпрочные, коррозионно-стойкие, жаропрочные, жаростойкие тугоплавкие, магнитные и немагнитные и др.), строению (аустенитные, металлокерамические, сотовые и др.) и основному элементу, входящему в его состав (никелевые, кобальтовые, титановые, алюминиевые, вольфрамовые и др.).

В качестве основных элементов, входящих в состав труднообрабатываемых жаропрочных сплавов, используют магний и алюминий (рабочая температура до 400...500 °С), бериллий и титан (до 500...600 °С), железо, никель, кобальт (до 800 – 1100 °С), хром, молибден, ниобий, вольфрам, титан (до 2000 °С). Наиболее широко используют жаропрочные коррозионно-стойкие сплавы на основе железа, никеля, кобальта и титана.

К материалам с высокими удельными прочностью и жесткостью относятся высокопрочные и сверхпрочные стали, титановые сплавы и неметаллические материалы, например стеклопластики. Титановые сплавы при тех же прочностных показателях, что и обычные легированные стали, имеют примерно вдвое меньшую плотность ($\rho = 7,8$ и $\rho = 4,8$ кг/мм³ соответственно для стали и титановых сплавов) и вместе с тем обладают высокой коррозионной стойкостью в агрессивных средах.

Высокой жаропрочностью характеризуются сплавы на основе никеля и кобальта, которые не теряют своих свойств при нагревании до 800...850 °С. Высокая жаропрочность этих сплавов связана с упрочняющим действием искаженной кристаллической решетки, образующейся при использовании тугоплавких элементов внедрения (вольфрама, молибдена, тантала, ниобия и др.).

К труднообрабатываемым материалам относятся магнитно-твердые и магнитно-мягкие материалы, обладающие высокими электрофизическими свойствами (магнитная проницаемость, магнитная энергия, радиопрозрачность и др.).

По данным В. Н. Подураева, обработка резанием труднообрабатываемых материалов составляет 90...95% среди других формообразующих операций (анодно-абразивная, электрохимическая, электроэрозионная обработка). Но резание труднообрабатываемых материалов – чрезвычайно сложный и энергоемкий процесс, что связано с особенностями физико-механических и теплофизических свойств таких материалов.

Рассмотрим основные особенности резания труднообрабатываемых материалов. Высокие значения твердости и прочности, которые сохраняются при нагревании до высоких температур, создают в зоне резания повышенные

контактные напряжения и увеличивают вероятность выхода из строя инструмента вследствие его хрупкого или пластического (вязкого) разрушения.

Низкая теплопроводность труднообрабатываемых материалов в сочетании с высокой прочностью приводят при резании к росту мощности основных источников теплоты и ее перераспределению главным образом за счет увеличения интенсивности теплового потока в сторону инструмента, что увеличивает вероятность потери формоустойчивости режущей части инструмента и ее последующего пластического разрушения.

Высокая химическая активность большинства труднообрабатываемых материалов, особенно при температурах, возникающих при резании, приводит к активизации физико-химических процессов на контактных площадках инструмента (граничная адгезия, твердофазные и жидкофазные диффузионные реакции между инструментальным и обрабатываемым материалами) и является главной причиной интенсификации таких видов изнашивания режущего инструмента, как адгезионно-усталостный и диффузионный.

Склонность труднообрабатываемых материалов некоторых групп к механическому упрочнению в процессе пластического деформирования при резании приводит к росту интенсивности абразивного изнашивания. Кроме того, как правило, при упрочнении металла возрастают его упругие свойства, что приводит к следующим эффектам: увеличиваются упругое последствие, длина контакта задней поверхности и поверхности резания, тепловыделение вследствие их трения, что, в свою очередь, приводит к росту интенсивности изнашивания контактной площадки задней поверхности.

Краткий анализ причин низкой обрабатываемости резанием труднообрабатываемых материалов позволяет считать, что основными причинами отказов инструмента при их обработке являются потеря формоустойчивости режущей части инструмента (пластическое разрушение) и физико-химические виды изнашивания его контактных площадок и, в частности, адгезионно-усталостное изнашивание. Отмеченное в большей степени относится к коррозионно-стойким сталям аустенитного класса, деформируемым сплавам на никелевой и хромоникелевой основе (типа ХН77ТЮ, ХН77ТЮР, ХН35ВТЮ и др.), сплавам на титановой основе (типа ВТ1, ВТ3, ВТ6, ВТ20, ВТ22).

Указанные причины интенсивных отказов режущего инструмента при резании труднообрабатываемых материалов (пластическое разрушение, адгезионно-усталостный износ и т. д.) наиболее неблагоприятны для хрупкого покрытия, поэтому оно интенсивно разрушается уже в первые секунды работы инструмента, и использование инструмента с покрытием для резания труднообрабатываемых материалов весьма ограничено. Подтверждением сказанного является то, что большинство известных западных фирм («Видиа Крупп», «Хертель» (ФРГ), «Планзее» (Австрия), «Сандвик Коромант» (Швеция) и др.) практически не производят инструмент с покрытием для резания труднообрабатываемых материалов.

Анализ причин разрушения покрытий при резании труднообрабатываемых материалов показывает, что наибольшую эффективность могут обеспечить многоэлементные и многослойные покрытия, как наиболее отвечающие идее композиционного инструментального материала. Однако эффективность режущих инструментов с такими покрытиями при обработке труднообрабатываемых материалов ниже, чем при обработке конструкционных сталей, что, как было сказано выше, связано с особенностями процесса резания таких материалов.

Например, при токарной и фрезерной обработке заготовок из нержавеющей стали 12Х18Н10Т максимальный коэффициент повышения периода стойкости режущего инструмента с многоэлементными и многослойными покрытиями по сравнению с инструментом с покрытием TiN не превышает значений 2,5 – 3,5 (рис. 5.34 и 5.35), при обработке заготовок из титановых сплавов ВТ20 и ВТ22 и хромо-никелевого сплава ХН77ТЮР он еще ниже (рис. 5.36 и 5.37).

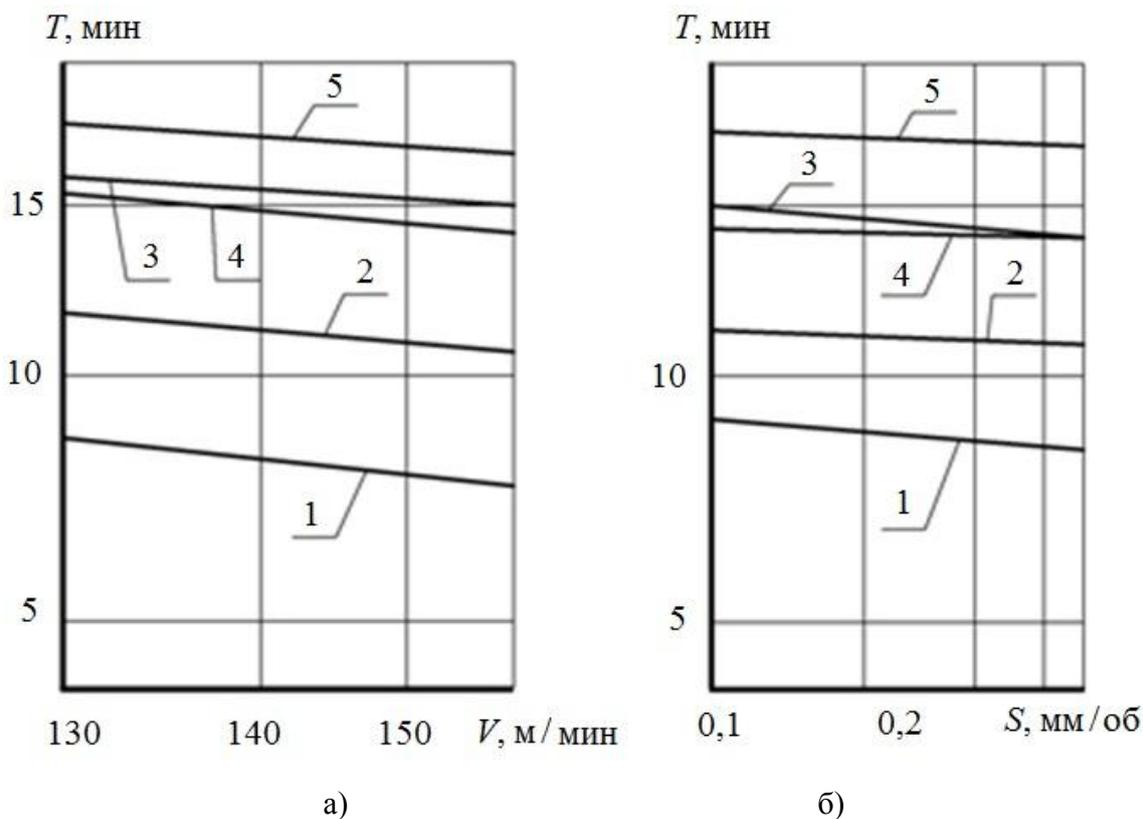


Рис. 5.34. Влияние скорости резания V (а) и подачи S (б) на период стойкости инструмента T с различными покрытиями при обработке стали 12Х18Н10Т:
 1 – TiN; 2 – TiN-TiCN; 3 – TiN-(Ti,Zr)N; 4 – TiN-(Ti,Al)N; 5 – TiN-TiCN-(Ti,Zr)N

Рис. 5.35. Влияние скорости резания (а) и подачи (б) на период стойкости пластин ВК6 при торцовом фрезеровании заготовок из стали 12Х18Н10Т:
 а – $S_z = 0,2$ мм/зуб; б – $V = 196$ м/мин;
 $t = 0,5$ мм, $B = 15$ мм; 1 – ВК6, 2 – TiN,
 3 – (Ti,Zr)N, 4 – TiN-TiCN-TiN,
 5 – (Ti,Zr)CN-(Ti,Zr)N

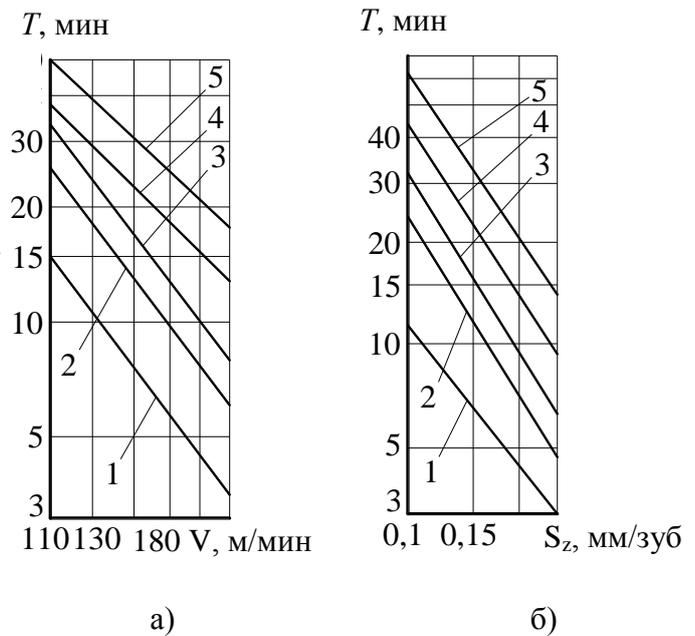
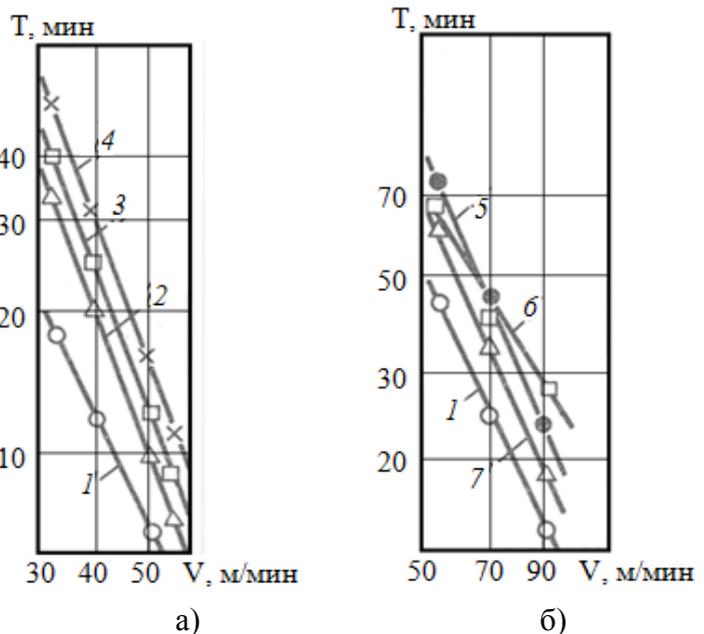


Рис. 5.36. Влияние скорости резания на период стойкости пластин ВК6 с различными покрытиями при точении сплава ХН77ТЮР (а) и ВТ20 (б):
 1 – ВК6; 2 – ВК6-(Nb,Zr)N;
 3 – ВК6-(Ti,Cr)N; 4 – ВК6-(Ti,Cr)N;
 5 – В К6-MoN;
 6 – В К6-(Mo,Cr)N; 7 – ВК6-(Nb,Zr)N



Для обеспечения максимальной эффективности покрытий необходима оптимизация их состава или конструкции (архитектуры) в случае использования многослойных покрытий (рис. 5.38 и 5.39). Как видно из рис. 5.38, максимальный период стойкости пластин ВК6 при обработке титанового сплава достигается при содержании циркония в покрытии (Ti, Zr)N, равном 20%, а при обработке заготовок из нержавеющей стали – 50%. Аналогично при точении заготовок из сплава ХН77ТЮР максимальное повышение периода стойкости обеспечивает покрытие (Ti,Cr)N с соотношением титана и хрома соответственно 80% и 20%, в то время как при обработке титанового сплава ВТ20 лучшие результаты показывает покрытие с содержанием хрома, равном 75% Cr.

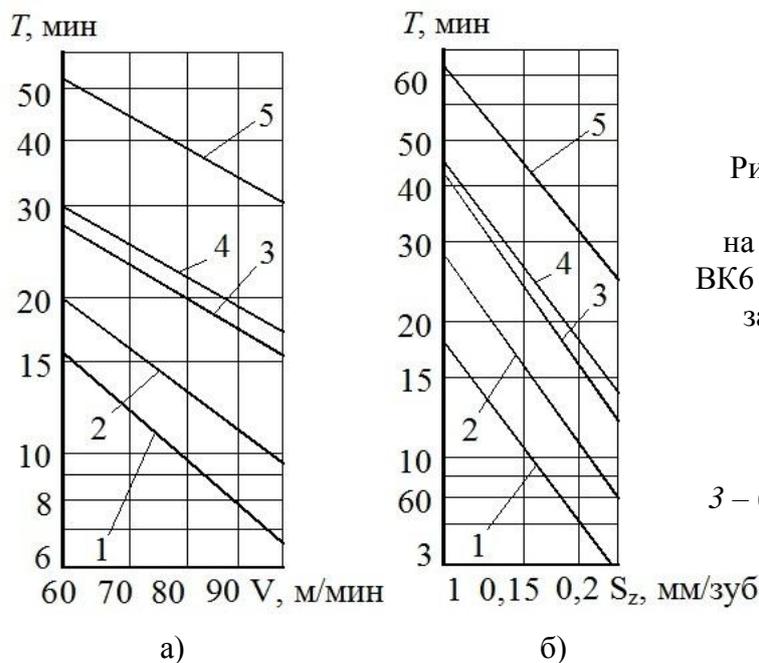


Рис. 5.37. Влияние скорости резания (а) и подачи (б) на период стойкости пластин ВК6 при торцовом фрезеровании заготовок из сплава ВТ22:
 а – $S_z = 0,2$ мм/зуб;
 б – $V = 98$ м/мин;
 $t = 1,0$ мм, $B = 15$ мм;
 1 – ВК6, 2 – TiN,
 3 – (Ti,Zr)N, 4 – TiN-TiCN-TiN,
 5 – (Ti,Zr)N-(Ti,Zr)N

На основании анализа приведенных данных можно сделать вывод, что для достижения максимальной эффективности инструмента с покрытием при резании труднообрабатываемых материалов необходимо использование многоэлементных покрытий только оптимального состава. Это, в свою очередь, требует при производстве инструмента с покрытием подобного типа применения для ионно-вакуумных установок специальных катодов с достаточно жесткой регламентацией элементов, входящих в их состав.

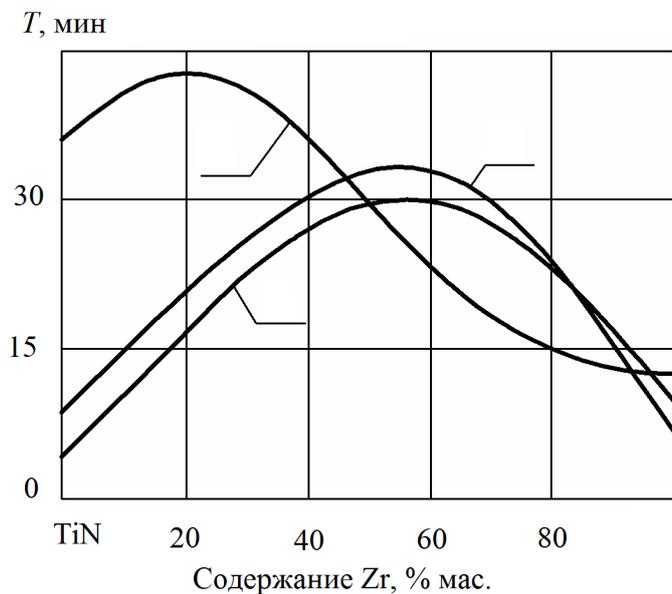
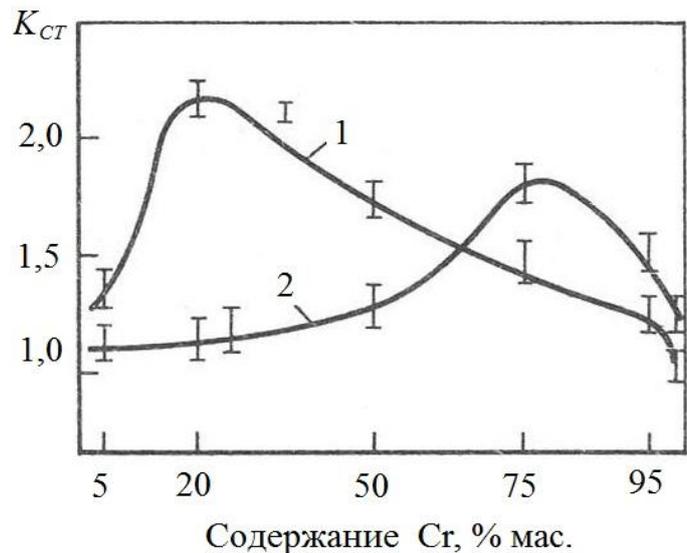


Рис. 5.38. Влияние состава покрытия (Ti, Zr)N на период T стойкости пластин ВК6 при обработке заготовок из титанового сплава ВТ22 (1) и сталей 30ХГСА (2), 12Х18Н10Т (3):
 1 – $V = 40$ м/мин, $S = 0,15$ мм/об, $t = 0,5$ мм;
 2 – $V = 200$ м/мин, $S = 0,3$ мм/об; $t = 1,0$ мм;
 3 – $V = 160$ м/мин, $S = 0,15$ мм/об, $t = 0,5$ мм

Рис. 5.39. Влияние состава покрытия (Ti,Cr) N на коэффициент стойкости $K_{СТ}$ при продольном точении сплава ХН77ТЮР (1) и ВТ20 (2) пластинами ВК6:
 $t = 1$ мм; 1 – $V = 30$ м/мин;
 $S = 0,15$ мм/об; 2 – $V = 80$ м/мин;
 $S = 0,15$ мм/об



5.4. Работоспособность инструмента из экономичных инструментальных материалов с покрытием

Ввиду резко возросшей дефицитности вольфрама, а также ряда других элементов (тантал, кобальт, ниобий и др.), традиционно применяемых для производства инструментальных материалов, последнее время в промышленно развитых странах ведут исследования по разработке новых марок экономичных инструментальных материалов, содержащих ограниченное количество дефицитных элементов или не содержащих их совсем. Одно из самых значительных достижений в этой области – это создание твердых сплавов на основе карбидов и карбонитридов титана, обычно называемых *безвольфрамовыми твердыми сплавами* (БВТС).

К экономичным инструментальным материалам относятся быстрорежущие стали с содержанием вольфрама не более 3% (А11РЗМЗФ2) или не содержащие вольфрам (11М5Ф, А11М5Ф), а также режущая керамика различных типов (оксидная, оксидно-карбидная, оксидно-нитридная). Хотя режущая керамика и принадлежит к дорогим инструментальным материалам, что определяется сложной технологией их изготовления, ее экономичность объясняется не дефицитностью элементов, входящих в ее состав (Al, Si, Ti и др.). Последнее предопределяет экономичность использования керамики в перспективе, т. е. по мере удешевления технологии ее изготовления.

Так как инструмент из экономичных инструментальных материалов используется все шире, проблема повышения его работоспособности путем нанесения покрытий весьма актуальна.

Экономичные инструментальные материалы основной группы (БВТС, керамика) обладают повышенными твердостью и износостойкостью, но одновременно имеют склонность к хрупким сколам, что связано с их относительно невысокими твердостью и ударной вязкостью. Поэтому при нанесении покрытий на режущий инструмент из данных инструментальных

материалов необходимо использовать ионно-плазменную технологию КИБ, которая позволяет формировать покрытие без выраженной переходной зоны в условиях активного воздействия бомбардирующих высокоэнергетических ионов на дефекты поверхности рабочих поверхностей инструмента, что не снижает прочности композиции «покрытие-инструментальный материал» по сравнению с прочностью исходного инструментального материала.

Имеющиеся в технической литературе данные свидетельствуют о заметно меньшей эффективности покрытий на инструментах из БВТС по сравнению с эффективностью покрытий на стандартных твердых сплавах, коэффициент повышения периода стойкости в данном случае не превышает 2 – 2,5 (рис. 5.40).

Нанесение покрытий на инструмент из безвольфрамовой быстрорежущей 11М5Ф позволяет повысить его режущие свойства, которые практически не уступают по режущим свойствам пластин из быстрорежущей Р6М5 с покрытием (рис. 5.41).

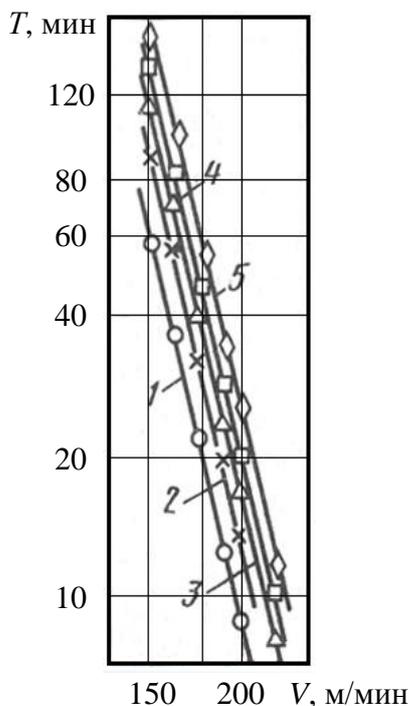


Рис. 5.40. Влияние скорости резания на период стойкости безвольфрамовых твердосплавных пластин при точении стали 45:
1 – КНТ16; 2 – ТН20-TiN;
3 – КНТ16-TiN; 4 – КНТ16-(Ti,Cr)N;
5 – ТМЗ-TiN

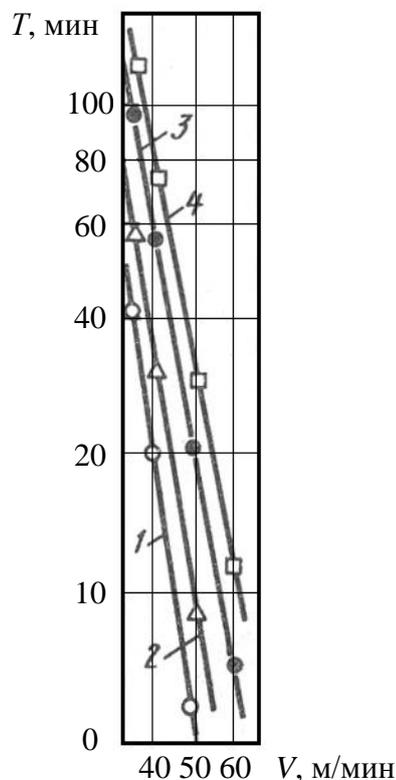


Рис. 5.41. Влияние скорости резания на период стойкости резцов из безвольфрамовых сталей при точении стали 45:
 $S = 0,34$ мм/об; $t = 2$ мм;
1 – 11М5Ф; 2 – Р6М5;
3 – 11М5Ф-TiN; 4 – Р6М5-TiN

Значительной специфичностью отмечается проблема нанесения покрытий на керамический режущий инструмент. Керамика является типичным хрупким материалом, разрушение которого происходит без видимого пластического деформирования, поэтому керамические инструменты чрезвычайно

чувствительны к поверхностным дефектам, возникающим при их изготовлении и заточке. Кроме того, основной особенностью контактных процессов при резании керамическим инструментом является высокий уровень нормальных напряжений и концентрация тепловых напряжений у вершины режущего клина. В этой связи керамический инструмент обладает повышенной склонностью к хрупкому разрушению. Поэтому при нанесении покрытий следует учитывать эти особенности. В частности, при разработке составов и технологии нанесения покрытия на керамический инструмент следует учитывать специфическую роль покрытия и технологию его формирования: состав покрытия в зависимости от условий обработки должен обеспечивать снижение нормальных контактных напряжений по передней поверхности инструмента; уровень термомеханического воздействия на приповерхностные слои керамического материала в процессе осаждения покрытия должен соответствовать уровню, при котором формируются остаточные напряжения сжатия, способствующие «залечиванию» поверхностных микротрещин и снижающие уровень напряженности у их «устья»; формируемая между керамическим материалом и покрытием в процессе его осаждения переходная зона не должна приводить к разупрочнению матрицы.

Анализ данных научно-технической литературы в области инструментального производства показывает возможность использования инструментов из экономичных инструментальных материалов с покрытием для обработки резанием конструкционных сталей и чугунов. Широкое применение инструмента из экономичных инструментальных материалов с покрытием позволит резко сократить удельный расход дефицитных элементов, используемых при производстве режущего инструмента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Баранчиков, В. И. Справочник конструктора-инструментальщика / В. И. Баранчиков, Г. В. Боровский, С. Н. Григорьев и др. – М. : Машиностроение, 2006. – 542 с.
2. Беккер, М. С. Механизм образования лунки износа на твердосплавном режущем инструменте / М. С. Беккер // Трение и износ. – 1989. – Т. 2, №2. – С. 308 – 312.
3. Беляев, С. К. Инструмент для современных технологий : справочник / С. К. Беляев, Г. В. Боровский, М. А. Волосова, С. Н. Григорьев, А. Р. Маслов, С. У. Молодык, А. Б. Якушева; под общ. ред. А. Р. Маслова. – М. : Изд-во ИТО, 2005. – 248 с.
4. Бокштейн, Б. З. Диффузия и структура металлов / Б. З. Бокштейн. – М. : Metallurgia, 1973. – 206 с.
5. Верещака, А. С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями / А. С. Верещака. – М. : Машиностроение, 1993. – 336 с.
6. Верещака, А. С. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями / А. С. Верещака, И. П. Третьяков. – М. : Машиностроение, 1986. – 196 с.
7. Гебель, Н. Физические и трибологические свойства твердых пленок, изготовленных по технологии ионной плакировки / Н. Гебель // Материалы симпозиума фирмы «Лейбольд Гериус». – М., 1986. – 215 с.
8. Гольдштейн, М. И. Металлофизика высокопрочных сплавов / М. И. Гольдштейн, В. С. Литвинов, Б. Н. Бронфин. – М. : Metallurgia, 1986. – 312 с.
9. Григорьев, С. Н. Технологическое обеспечение качества поверхностного слоя керамического инструмента для повышения его работоспособности при обработке закаленных сталей / С. Н. Григорьев, М. А. Волосова, В. Г. Боровский // Станки и инструмент. – 2005. – №9. – С. 14 – 19.
10. Григорьев, С. Н. Нанесение покрытий и поверхностная модификация инструмента : учебное пособие / С. Н. Григорьев, М. А. Волосова. – М. : ИЦ МГТУ «СТАНКИН», Янус-К, 2007. – 324 с.
11. Григорьев, С. Н. Технологии вакуумно-плазменной обработки инструмента и деталей машин : учебник / С. Н. Григорьев, Н. А. Воронин. – М. : ИЦ МГТУ «Станкин», Янус-К, 2005. – 508 с.
12. Гуляев, А. П. Инструментальные стали : справочник / А. П. Гуляев, К. А. Малинкина, С. М. Саверина. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1975. – 272 с.
13. Гуляев, А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. – М. : Metallurgia, 1986. – 544 с.
14. Жилин, В. А. Субатомный механизм износа режущего инструмента / В. А. Жилин. – Ростов : Изд-во Ростовского университета, 1973. – 165 с.
15. Ильинский, А. И. Структура и прочность слоистых и дисперсионно-упрочненных пленок / А. И. Ильинский. – М. : Metallurgia, 1986. – 143 с.

16. Ионная имплантация /под ред. Дж. К. Хирвонена: пер. с англ. – М. : Металлургия, 1985. – 392 с.
17. Келли, А. Дисперсионное твердение / А. Келли, Р. Николсон. – М. : Металлургия, 1966. – 300 с.
18. Конева, Н. А. Физика прочности металлов и сплавов / Н. А. Конева. – Соросовский образовательный журнал. – 1997. – № 7. – С. 95 – 102.
19. König W., Klocke F. Fertigungsverfahren : Drehen, Fräsen, Bohren. 7. Korrigierte Auflage. VDI-Verlag, Düsseldorf, 2002. – 409 s.
20. Металлообрабатывающий твердосплавный инструмент : справочник / В. С. Самойлов, Э. Ф. Эйхманс, В. А. Фальковский и др. – М. : Машиностроение, 1988. – 368 с.
21. Металлорежущие инструменты / Г. Н. Сахаров, О. Б. Арбузов, Ю. Л. Боровой и др. – М. : Машиностроение, 1989. – 328 с.
22. Моисеев, В. Ф. Инструментальные материалы / В. Ф. Моисеев, С. Н. Григорьев. – М. : ИЦ МГТУ «СТАНКИН», Янус-К, 2004. – 248 с.
23. Новоселов, Ю. А. Исследование тепловых явлений при цилиндрическом фрезеровании : дисс. ... канд. техн. наук / Ю. А. Новоселов. – Куйбышев, 1967. – 249 с.
24. Обработка металлов резанием : справочник технолога / А. А. Панов, В. В. Аникин, Н. Г. Бойм и др.; под общ. ред. А. А. Панова. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 2004. – 784 с.
25. Okumiya M, Gripentrog M. Mechanical properties and tribological behavior of TiN-CrAlN and CrN-CrAlN multilayer coatings. // Surface and Coating Technologies 112 (1999). – P. 123 – 128.
26. Палатник, Л. С. Механизмы образования и субструктура конденсированных пленок / Л. С. Палатник, М. Я. Фукс, В. М. Косевич. – М. : Наука, 1972. – 320 с.
27. Повышение эффективности применения лезвийных инструментов путем совершенствования технологического процесса нанесения износостойких покрытий. Отчет о НИР / Ульянов. политехн. ин-т. Руководитель В. П. Табаков. №ГР 0186.0061026, 1990. – 125 с.
28. Режущие инструменты, оснащенные сверхтвердыми и керамическими материалами, и их применение : справочник / В. П. Жедь, Г. В. Боровский, А. Я. Музыкант, Г. М. Ипполитов. – М. : Машиностроение, 1987. – 320 с.
29. Резников, А. Н. Теплофизика процессов механической обработки материалов / А. Н. Резников. – М. : Машиностроение, 1981. – 279 с.
30. Резников, А. Н. Теплофизика резания / А. Н. Резников. – М. : Машиностроение, 1969. – 288 с.
31. Chokshi., Rosen, A., Karch, J., Gleiter, H On the validity of the Hall-Petch relationship in nanocrystalline materials. //Scripta Metall v.23, 1998. pp. 1679 – 1684. (In English).
32. Cselle, T. Nanostructurierte Schichten in der Werkstoff. // Platit AG. Werkzeugtagung 2002.(In German).

33. Синопальников, В. А. Надежность и диагностика технологических систем : учебник / В. А. Синопальников, С. Н. Григорьев. – М. : ИЦ МГТУ «СТАНКИН», Янус-К, 2003. – 331 с.
34. Солнцев, Ю. П. Материаловедение : учебник для вузов по металлург., машиностроит. и общетехн. спец. / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин, Ф. Войткун; под общ. ред. Ю. П. Солнцева. – М. : МИСИС, 1999. – 600 с.
35. Табаков, В. П. Работоспособность торцовых фрез с многослойными износостойкими покрытиями / В. П. Табаков, М. Ю. Смирнов, А. В. Циркин. – Ульяновск : УлГТУ, 2005. – 151 с.
36. Табаков, В. П. Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента / В. П. Табаков. – М. : Машиностроение, 2008. – 311 с.
37. Табаков, В. П. Износостойкие покрытия режущего инструмента, работающего в условиях непрерывного резания / В. П. Табаков, А. В. Чихранов. – Ульяновск : УлГТУ, 2007. – 255 с.
38. Тушинский, Л. И. Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий / Л. И. Тушинский, А. В. Плохов. – Новосибирск : Наука, 1972. – 197 с.
39. Тушинский, Л. И. Оптимизация структуры для повышения износостойкости сплавов / Л. И. Тушинский // Физика износостойкости поверхности металлов. – Л. : ФТИ, 1988. – С. 42 – 45.
40. Физико-механические свойства сложных твердых растворов $TiXNb_1-XCo_5$ / С. С. Ордарьян, Л. Г. Масхулия, Н. Б. Пантелеев и др. // Порошковая металлургия. – 1979. – № 1. – С. 83 – 86.
41. Финкель, В. М. Физические основы торможения разрушения / В. М. Финкель. – М. : Металлургия, 1977. – 360 с.
42. Фридман, Я. Б. Механические свойства металлов. Т. 2/ Я. Б. Фридман. – М. : Машиностроение, 1974. – 368 с.
43. Фридель, Ш. Дислокации / Ш. Фридель. – М. : Мир, 1967. – 644 с.
44. Якубов, Ф. Я. Энергетические соотношения процесса механической обработки материалов / Ф. Я. Якубов. – Ташкент : Фан, 1985. – 104 с.

Учебное издание

ТАБАКОВ Владимир Петрович,
ВЕРЕЩАКА Анатолий Степанович, ГРИГОРЬЕВ Сергей Николаевич

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА РЕЗАНИЯ
РЕЖУЩИМ ИНСТРУМЕНТОМ
С ИЗНОСОСТОЙКИМИ ПОКРЫТИЯМИ

Учебное пособие
Редактор Н. А. Евдокимова

ЛР № 020640 от 22.10.97.

Подписано в печать 08.10.2012. Формат 70×100/16.

Усл.печ.л. 14,19.

Тираж 130 экз. Заказ 800.

Ульяновский государственный технический университет,
432027, г. Ульяновск, ул. Сев. Венец, д. 32.
Типография УлГТУ, 432027, г. Ульяновск, ул. Сев. Венец, д. 32.