

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ УКРАИНЫ
ГВУЗ «ПРИАЗОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ»

На правах рукописи

КУДИНОВА ЕКАТЕРИНА ВИТАЛЬЕВНА

УДК 621.791.927.55

**СИНТЕЗ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ МОДИФИЦИРОВАННЫХ СЛОЕВ
НА ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКОЙ**

Специальность 05.03.07 – Процессы физико-технической обработки

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель
Самотугин Сергей Савельевич
доктор технических наук,
профессор

Мариуполь – 2016 год

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
РАЗДЕЛ 1 АНАЛИЗ ТЕНДЕНЦИЙ РАЗВИТИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ.....	10
1.1 Условия эксплуатации и характер повреждений режущего инструмента из твердых сплавов.....	10
1.2 Новые технологии производства твердосплавного инструмента	18
1.3 Методы модификации поверхностного слоя твердосплавного инструмента	23
1.3.1 Нанесение покрытий на рабочие поверхности режущего инструмента	25
1.4 Поверхностная модификация твердых сплавов обработкой высококонцентрированными источниками нагрева.....	31
1.4.1 Лазерная обработка твердых сплавов	38
1.4.2 Плазменная обработка твердых сплавов	45
1.5 Обоснование цели и задач исследований	48
Выводы к разделу 1	49
РАЗДЕЛ 2 МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ, ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ.....	51
2.1 Характеристика исходных материалов.....	51
2.2 Оборудование для экспериментальных исследований	54
2.3 Методика металлографических и рентгеноструктурных исследований.....	55
2.4 Разработка математической модели расчета оптимальных режимов ...	58
2.5 Методика микроиспытаний на трещиностойкость	67
Выводы к разделу 2.....	70
РАЗДЕЛ 3 ВЫБОР ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ И ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ.....	72
3.1 Математическое моделирование процессов распространения тепла при плазменном модифицировании твердосплавных пластин	72
3.2 Исследование структуры, фазового состава и параметров кристаллического строения модифицированного слоя.....	80
Выводы к разделу 3.....	101
РАЗДЕЛ 4 ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ И МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ.....	102

4.1 Локальные микроиспытания модифицированных сплавов на трещиностойкость	102
4.2 Исследование механизмов разрушения твердых сплавов с модифицированным слоем	104
Выводы к разделу 4	116
РАЗДЕЛ 5 ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СИНТЕЗА МОДИФИЦИРОВАНИЯ СЛОЕВ НА ТВЕРДОСПЛАВНОМ ИНСТРУМЕНТЕ	118
5.1 Разработка структурной схемы синтеза модифицированных слоев на твердосплавном инструменте	118
5.2 Разработка технологических процессов плазменного модифицирования твердосплавного инструмента	121
5.3 Анализ стойкости твердосплавного инструмента после плазменного модифицирования	126
Выводы к разделу 5	131
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ	133
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	136
ПРИЛОЖЕНИЕ	153

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы. В настоящее время в Украине в связи с динамичным развитием металлообрабатывающих отраслей промышленности возрастает потребность в высокоэффективном твердосплавном инструменте.

Вместе с тем, качество и уровень эксплуатационных свойств стандартных твердых сплавов отечественного производства не позволяет в полной мере удовлетворить требованиям для высокоэффективных методов обработки. Наиболее перспективной тенденцией в направлении развития инструментальных твердых сплавов является получение сплавов с ультрадисперсной структурой (средний размер карбидов – в пределах 0,1...0,5 мкм). Развиваются ряд технологий для получения таких материалов. Однако, доля ультрадисперсных сплавов на рынке твердосплавного инструмента остается крайне незначительной из-за их высокой стоимости. В этой связи весьма перспективно развитие упрочняющих технологий, которые позволяют создавать на рабочей поверхности твердосплавного инструмента покрытия или модифицированные слои с ультрадисперсной структурой.

В настоящее время наиболее перспективными направлениями развития упрочняющих технологий для твердосплавного инструмента являются:

- нанесение износостойких покрытий методами химического насыщения (CVD-процесс) или физического насыщения (PVD-процесс);
- упрочняющая обработка с использованием поверхностного нагрева высококонцентрированными источниками энергии – лазерным лучом и плазменной струей.

Высокие триботехнические свойства покрытий обусловлены в значительной степени их уникальными свойствами – очень высокой микротвердостью, остаточными напряжениями сжатия. Вместе с тем толщина таких покрытий очень мала – обычно 3...5 мкм. Несмотря на определенные успехи в развитии новых типов упрочняющих покрытий и технологии их нанесения, проблема в целом еще далеко не решена. К

настоящему времени универсального покрытия для различных условий работы инструмента нет. Покрытия на основе титана (TiN, TiC) эффективны лишь при резании узкого круга обрабатываемых материалов, прежде всего углеродистых сталей. Оборудование для нанесения покрытий имеет высокую стоимость и сложность в обслуживании.

Преодолеть указанные недостатки в значительной степени позволяет использование методов поверхностного упрочнения инструментальных материалов обработкой высококонцентрированными источниками нагрева (ВКИН) – лазерным лучом и плазменной струей.

Имеется обширный опыт использования плазменного упрочнения инструмента различных типов и назначения, в том числе и твердосплавного. Но много вопросов остаются не решёнными. Не изученными являются механизмы структурных превращений, изменения параметров кристаллического строения и тонкой структуры в модифицированном слое. Отсутствуют теоретические модели и расчетные методики выбора оптимальных режимов плазменной обработки твердых сплавов. Отсутствуют универсальные и корректные методики испытаний эксплуатационных свойств сплавов с модифицированным слоем. Не изучены механизмы изнашивания и разрушения модифицированных твердых сплавов.

Связь работы с научными программами, планами, темами. Диссертационная работа выполнена на кафедре «Металлорежущие станки и инструменты» ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет» в рамках выполнения научно-исследовательских работ: «Створення наукових основ плазмової мікротрибології» (номер государственной регистрации 0109U001373), «Створення наукових основ отримання інструментальних твердих сплавів нового класу з наддисперсною структурою та підвищеними експлуатаційними властивостями» (номер государственной регистрации 0106U001403), «Розробка новітніх технологій інженерії поверхні у галузі різання та зміцнення матеріалів» (номер государственной регистрации 0114U004909). Указанные научно-исследовательские работы, ответственным

исполнителем которых был соискатель, стали базовыми для подготовки и представления данной диссертации.

Цель и задачи исследования. Цель диссертационной работы состоит в разработке научных основ технологических процессов формирования модифицированных слоев с ультрадисперсной структурой и повышенным уровнем эксплуатационных свойств при поверхностной обработке твердосплавных пластин высококонцентрированной плазменной струей.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие основные задачи:

1. Изучить методы получения инструментальных твердых сплавов с ультрадисперсной структурой и методы нано- и микроструктурирования поверхности инструмента.

2. Разработать математическую модель оптимального управления процессом плазменного поверхностного модифицирования твердосплавного инструмента и инженерную методику расчета оптимальных режимов обработки.

3. Исследовать механизмы структурных превращений в инструментальных твердых сплавах при плазменном поверхностном модифицировании.

4. Разработать методику испытаний и исследовать трещиностойкость, механизмы разрушения и изнашивания инструментальных твердых сплавов с поверхностным модифицированным слоем.

5. Разработать технологические процессы плазменного модифицирования режущего инструмента из твердых сплавов.

Объект исследований – процессы плазменного поверхностного модифицирования инструментальных твердых сплавов за счет структурных превращений в карбидах и связующей фазе.

Предмет исследований – микроструктура, фазовый состав и механические свойства модифицированных слоев с ультрадисперсной структурой на инструментальных твердых сплавах.

Методы исследований: математическое моделирование на ПЭВМ; оптическая и электронная металлография структур и изломов; рентгеноструктурный анализ фазового состава, параметров кристаллического строения и внутренних напряжений; стойкостные испытания инструмента.

Научная новизна полученных результатов. В диссертационной работе проведены комплексные исследования процесса формирования на твердых сплавах модифицированных слоев с ультрадисперсной структурой при нагреве высококонцентрированной плазменной струей:

1. На основании решения дифференциального уравнения теплопроводности в нелинейной постановке, с учетом зависимости теплофизических характеристик инструментальных твердых сплавов от температуры, впервые разработана математическая модель и алгоритм расчета оптимальных режимов плазменного модифицирования твердых сплавов, обеспечивающих образование в модифицированном слое ультрадисперсной структуры.

2. На основании металлографических и рентгеноструктурных исследований установлены закономерности структурных превращений в твердых сплавах при нагреве высококонцентрированной плазменной струей. Установлено, что максимальный эффект упрочнения для сплавов типа ТК и ВК ($HV \approx 1700$) достигается при плазменной обработке без оплавления композиции с превращениями в карбидах и связке. Это обусловлено дроблением исходных карбидных зерен до размеров $0,1 \dots 0,5$ мкм, насыщением связки вольфрамом и, как следствие, её дисперсионным твердением с выделением ультрадисперсных (порядка $0,1$ мкм) вторичных карбидов, а также повышением адгезионной связи карбидной и связующей фаз.

3. Усовершенствована методика локальных микроиспытаний и исследована трещиностойкость твердых сплавов после плазменного модифицирования. Установлено, что плазменное модифицирование приводит к повышению трещиностойкости K_{Ic} твердых сплавов на 20% в сравнении с исходным состоянием.

4. Впервые разработаны теоретические модели разрушения твердых сплавов в модифицированном состоянии. Установлено, что благодаря измельчению карбидной фазы и повышению адгезионной прочности композиции, происходит качественное изменение микромеханизма распространения трещины – от интеркристаллического скола по межфазным границам к квазисколу у частиц ультрадисперсных карбидов. Дополнительным фактором повышения трещиностойкости модифицированных твердых сплавов является рассеяние энергии разрушения благодаря образованию мезоструктурных ансамблей.

5. Впервые разработана методология управления структурообразованием в твердых сплавах при плазменном поверхностном модифицировании и структурная схема синтеза модифицированных слоев, на основании металлографических и рентгеноструктурных исследований разработаны и научно обоснованы рекомендации по выбору оптимального расположения модифицированной зоны на твердосплавных пластинах, обеспечивающее наиболее высокие стойкостные показатели инструмента.

Практическое значение полученных результатов. В ходе выполнения диссертационной работы разработана математическая модель, вычислительные алгоритмы для компьютерного моделирования теплового воздействия плазменной струи на инструмент. Разработана инженерная методика расчета параметров тепловых процессов обработки для выбора оптимальных технологий плазменного поверхностного модифицирования сплавов, которая может быть использована как инженерами-технологами в условиях производства, так и аспирантами и студентами в учебном процессе. Научные и практические результаты работы получили опытно-промышленное опробование в производственных условиях ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» и ОАО «Сервисный центр ТЯЖПРОММОНТАЖ».

Результаты исследований используются в учебном процессе ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет» при подготовке

магистров по специальности «Обработка металлов по спецтехнологиям», «Инструментальное производство».

Личный вклад соискателя. В диссертационной работе вклад автора состоит из самостоятельного выбора подходов описания воздействия плазменной струи на твердосплавную пластинку, разработки математической модели, вычислительных алгоритмов. Соискателем проведены металлографические исследования и испытания модифицированных пластин, выполнен анализ полученных результатов, сформулированы выводы и положения, выносимые на защиту.

Апробация результатов диссертации. Основные положения и результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на международных и всеукраинских научно-технических конференциях: «Машиностроительные технологии и техника автоматизации-2012» (г. Ереван, Армения, 2012 г.), «Вісник СевНТУ – 2013» (Севастополь, Украина, 2013 г.), «Университетская наука – 2008-2016» (г. Мариуполь, Украина, 2008-2016 г. г.), «Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта. Материалы 14^й международной научно-практической конференции» (г. Санкт-Петербург, Россия, 2012), «II Всеукраїнській науково-практичній конференції молодих вчених, фахівців, аспірантів «Проблеми енергоресурсозбереження в промисловому регіоні. Наука і практика» (г. Мариуполь, Украина, 2015-2016 г. г.).

Публикации. По теме диссертации опубликовано 15 работ, в том числе 3 работы в изданиях, включенных в международные наукометрические базы; 2 работы в зарубежных изданиях; 6 работ в изданиях, утвержденных ВАК Украины и 5 доклада в сборниках материалов конференций; получено 1 патент Украины.

Структура и объем работы. Диссертационная работа состоит из введения, шести разделов, общих выводов, списка использованных источников и приложений. Общий объем диссертации –159 страниц машинописного текста, 39 рисунков, 7 таблиц, список источников их 149 наименований.

РАЗДЕЛ 1

АНАЛИЗ ТЕНДЕНЦИЙ РАЗВИТИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

1.1 Условия эксплуатации и характер повреждений режущего инструмента из твердых сплавов

Предрасположенность режущего инструмента к тому или иному виду отказов в первую очередь зависит от характеристик инструментального и обрабатываемого материалов и условий резания (прерывистое/непрерывное резание, черновая/чистовая обработка и др.).

Отказ инструмента может произойти из-за повреждений режущей части, калибрующей части, деталей механического крепления режущей пластинки или паяного соединения. На практике преобладают отказы режущей части, которые могут быть следующих видов [1-3]:

- изнашивание поверхностей режущей части инструмента до величины допустимого износа;
- хрупкое разрушение;
- пластическое деформирование контактных зон режущей части инструмента.

Взаимодействие обрабатываемого и инструментального материалов в процессе резания приводит к непрерывному изнашиванию контактных площадок передней и задних поверхностей инструмента. При рациональной эксплуатации режущего инструмента в производственных условиях около 80 % всех его отказов вызвано изнашиванием.

В зависимости от условий резания изнашивание инструмента бывает различной природы и может иметь следующий вид: абразивный, адгезионно-усталостный, диффузионный и окислительный.

В общем случае очаги износа на инструменте из инструментальных сталей и твердых сплавов располагаются на задних и передней поверхностях: в виде фаски h_z на задней и лунки h_r на передней (рис. 1.1, а) [3]. При работе

без нароста очаги износа на передней и задней поверхностях развиваются одновременно от режущей кромки. При этом в каждый момент времени образуются новые режущие кромки 1, 2, 3, ..., n (рис. 1.1, б).



Рис. 1.1. Расположение очагов износа на рабочих поверхностях инструмента: а - при работе инструмента в условиях наростообразования; б - при работе без нароста [3]

Износ режущего инструмента принято классифицировать по следующим видам [1, 3]: адгезионно-усталостный, абразивный, химико-абразивный, диффузионный и окислительный износ. В определенных условиях может преобладать один из этих видов износа, а в других – действовать одновременно несколько видов. Необходимость замены инструмента может быть вызвана различными причинами: резким возрастанием интенсивности износа, увеличением шероховатости обработанной поверхности, изменением размера обрабатываемой детали, увеличением силы и температуры резания за пределы допустимого и т. д. Критерий износа инструмента, при котором дальнейшая работа инструмента должна быть прекращена, зависит от характера выполняемой операции, инструментального и обрабатываемого материалов и т.д.

Для твердосплавных резцов при черновой обработке сталей критерием износа задней поверхности принимается $h_3 = 0,8...1,0$ мм, а при обработке чугунов $h_3 = 0,8...1,7$ мм, при этом обеспечивается наибольшее число переточек инструмента. При отделочных операциях величина допустимого износа составляет $h_3 = 0,2...0,25$ мм [1, 3]. Механизм износа твердых сплавов, а также алмаза, кубического нитрида бора минералокерамики при высоких

температурах и скоростях резания представляет сложный физико-химический процесс разрушения поверхностных слоев инструмента, при котором в определенных условиях главными являются контактные диффузионные процессы [1].

Наблюдения показали, что при очень низких скоростях резания с подогревом ($v = 0,3 \dots 16,6$ мм/с) в интервале температур резания 1270-1520 К износ твердосплавных инструментов при обработке сплавов на основе железа и никеля в основном протекает вследствие разрушения разупрочненных диффузионными процессами поверхностей инструмента, в то время как при высоких скоростях резания ($v > 0,3$ м/с) этого не наблюдается ни при обычной резании, ни при резании с подогревом срезаемого слоя. Частицы твердого сплава в виде продуктов износа при высоких скоростях имеют малые размеры, тогда как при низких скоростях отрываются конгломераты зерен карбидов и связки. Это приводит к заключению, что при низких скоростях резания с подогревом наряду с диффузионным растворением определяющим фактором в износе является разупрочнение и разрушение поверхностных дефектных слоев, тогда как при высоких скоростях резания доминирующим в определенных условиях является диффузионное растворение. Появление хрупкого разупрочненного (дефектного) слоя в поверхностных слоях инструмента является причиной отрыва и среза блоков материала инструмента вдоль задней поверхности и повышения интенсивности износа [1, 3].

При высоких скоростях резания дефектный слой на микрошлифах не замечается. Это, очевидно, вызвано тем, что скорость роста дефектного слоя на поверхности твердого сплава обусловлена скоростью диффузии железа в твердый сплав и скоростью обезуглероживания его поверхности. Когда скорость растворения компонентов материала инструмента (C, W, Co, Ti) в обрабатываемом материале больше, чем скорость проникновения железа в твердый сплав, железо не успевает проникнуть в поверхностные слои инструмента и дефектный слой на поверхности твердого сплава отсутствует.

Материаловедческие аспекты изнашивания твердосплавного инструмента в процессе резания детально изучены в работах [1, 2]. Показано, что при резании железоуглеродистых сплавов металлокерамическими твердыми сплавами типа ВК и ТК наиболее быстро диффундирует в обрабатываемый материал углерод. Медленнее диффундируют вольфрам, кобальт и титан. В результате диффузии в застойной зоне обрабатываемого материала и на границе раздела образуются несколько диффузионных слоев: науглероженный слой, под ним раствор углерода, вольфрама и кобальта или углерода, вольфрама, титана и кобальта в γ -железе и далее возможен интерметаллид в виде железвольфрамового или более сложного карбида. При низких скоростях резания ввиду быстрой диффузии углерода, поверхность твердого сплава обедняется углеродом, одновременно с этим в твердый сплав успевает проникать железо. В результате перераспределения концентрации реагирующих элементов происходят структурные превращения и в поверхностных слоях образуется смесь карбидов $WC + Fe_2W_2C + Co_xW_yC_z$ (рис. 1.2).

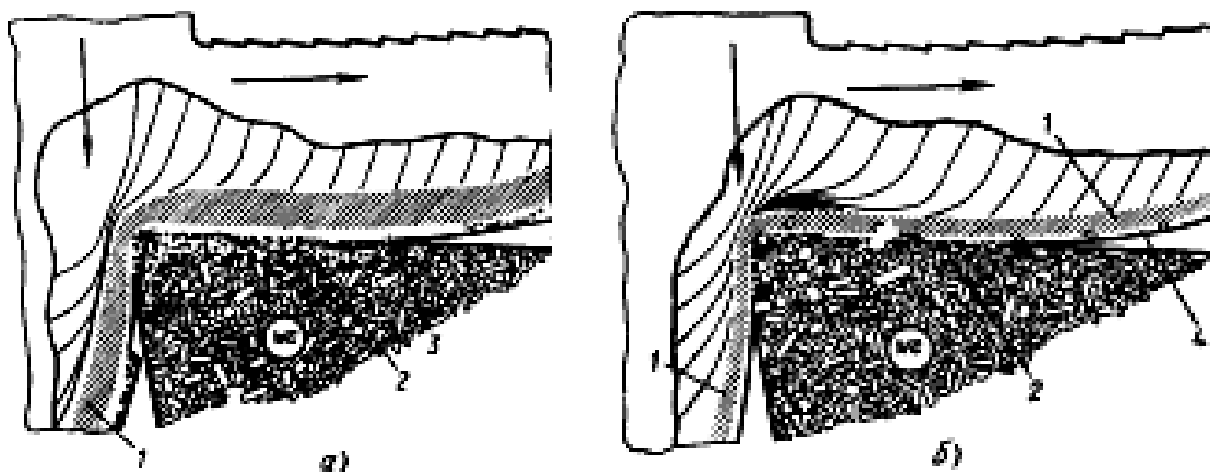


Рис. 1.2. Схема диффузионного износа однокарбидных твердых сплавов: а – разрушением разупрочненной поверхности; б – диффузионным растворением; 1 – γ -Fe(C); 2 – $WC + Co_xW_yC_z + Fe_2W_2C$; 3 – γ -Fe(W, C), Fe_2W_2C ; 4 – γ -Fe(W,C) [1]

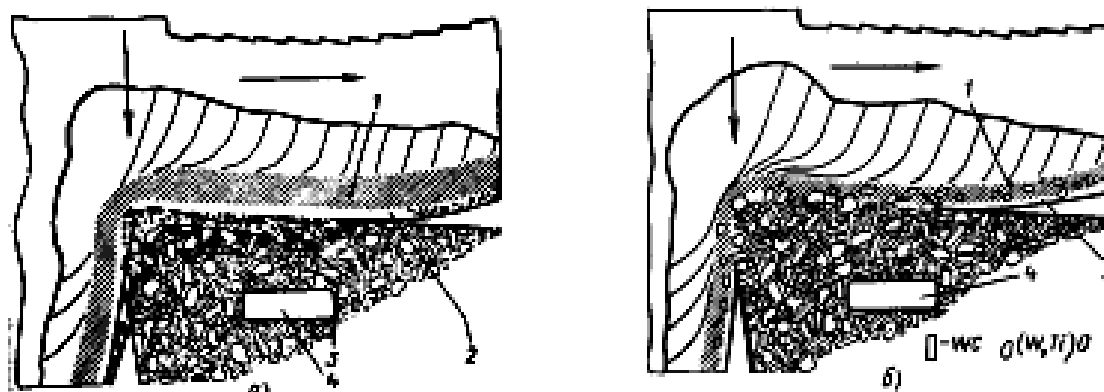


Рис. 1.3. Схема диффузионного износа двухкарбидного твердого сплава: а – разрушением разупрочненной поверхности; б – диффузионным растворением; 1 – γ -Fe(C); 2 – γ – Fe (W, Ti, C), (Fe, W, Ti)C; 3 – WC + (Fe, W, Ti)_xC + CO_xW_yC_z; 4 – WC + (W,Ti)C; 5 – γ – Fe (W, Ti, C) [1]

Вследствие структурных превращений происходит охрупчивание и разупрочнение поверхности инструмента до такой степени, что его отдельные слои разрушаются и уносятся обрабатываемым материалом и стружкой. Момент среза определяется степенью разупрочнения и величиной действующих напряжений.

Два процесса – диффузионное растворение и унос материала в виде раствора и разрушение разупрочненной поверхности инструмента – конкурируют в износе инструмента. В одних случаях структурные превращения в контактной зоне твердого сплава и разрушение образованного дефектного слоя являются преобладающими в износе (см. рис. 1.2, а и 1.3, а – резание на низких скоростях с подогревом), в других – преобладает диффузионное растворение и вследствие этого износ поверхностей инструмента (см. рис. 1.2, б и 1.3, б – резание на высоких скоростях) [1].

В однокарбидных твердых сплавах типа ВК при резании сплавов на основе железа диффузионный износ наступает в результате непосредственной диффузии углерода и вольфрама в γ -железо на высоких скоростях, а также в результате среза обезуглероженных и разупрочненных поверхностных слоев на низких скоростях резания. Титано-вольфрамовые карбиды растворяются в стали медленнее, чем карбиды вольфрама.

Аналогично железо быстрее диффундирует в карбид вольфрама, нежели в карбид титана. В двухкарбидных твердых сплавах титано-вольфрамовые карбиды являются замедлителем диффузии. Кроме того, титано-вольфрамовые карбиды препятствуют срезу обезуглероженных слоев карбидов вольфрама и вообще разрушению поверхности [1].

Согласно современным представлениям [1-3], хрупкое разрушение режущего инструмента является результатом постепенного накапливания и развития микротрещин под действием приложенной к инструменту нагрузки. С течением времени микротрещина в зонах инструментального материала, благоприятных для ее развития, перерастает в макротрещину, по которой и происходит хрупкое разрушение.

Принято различать скалывание (поломку) и выкрашивание режущей части инструмента. Эти разновидности хрупкого разрушения различаются как по объему разрушенной части, так и по причинам, вызывающим их. Если выкрашивание является процессом закономерным, то скалывание необходимо в основном рассматривать как следствие ошибок, допущенных при проектировании, изготовлении или эксплуатации инструмента [3].

Наиболее часто встречающимися на практике причинами скалывания являются [3]:

- превышение допустимых значений подачи S или толщины среза a при эксплуатации инструмента;

- значительное превышение допустимых величин износа или выкрашивания рабочей части инструмента, что вызывает большой рост сил резания и напряжений;

- наличие технологических дефектов в инструменте, образующихся из-за нарушений, допущенных на различных этапах его изготовления. Выкрашивание режущих кромок - это хрупкое разрушение малых объемов инструментального материала в пределах области, ограниченной площадками контакта на передней и задней поверхностях режущего участка инструмента [3].

К наиболее распространенным причинам выкрашивания и контактного разрушения режущей кромки инструмента относятся возникающие при прерывистом резании термоциклические напряжения [3]. Циклическое изменение напряжений сжатия в период рабочего хода и растяжения при холостом ходе вызывает образование микротрещин, способствует их развитию и последующему выкрашиванию. Отказы из-за выкрашиваний твердосплавных резцов часто наступают при точении труднообрабатываемых материалов. При отрезке или прорезке канавок у вершин резца возникают высокие напряжения вследствие стесненных условий схода стружки [3]. В то же время форма этих участков отрезных и прорезных резцов неблагоприятна для восприятия высоких напряжений. Все это приводит к частому выкрашиванию резцов на этих операциях. К отказу инструмента может также приводить значительная, распространенная на большие объемы пластическая деформация, при которой нарушается нормальное течение процесса стружкообразования. Такие деформации и отказ могут случиться сразу после начала работы инструмента, если завышены режимы получистовой или черновой обработки для принятой пары инструментальный – обрабатываемый материалы. В этом случае высокая температура вызовет разупрочнение значительных объемов инструментального материала в режущем лезвии, а также снижение прочности и твердости. Высокие напряжения могут повлечь за собой пластическое течение в поверхностных контактных слоях инструмента, а затем срез преимущественно вдоль задней поверхности [3].

Рассмотренные основные виды отказов [3] твердосплавных режущих инструментов показывают, что предрасположенность инструмента к тому или иному виду отказа прежде всего зависит от физико-механических свойств инструментальных материалов. Структура отказов инструмента определяется также типом производства, стабильностью технологического процесса и начальным состоянием инструмента.

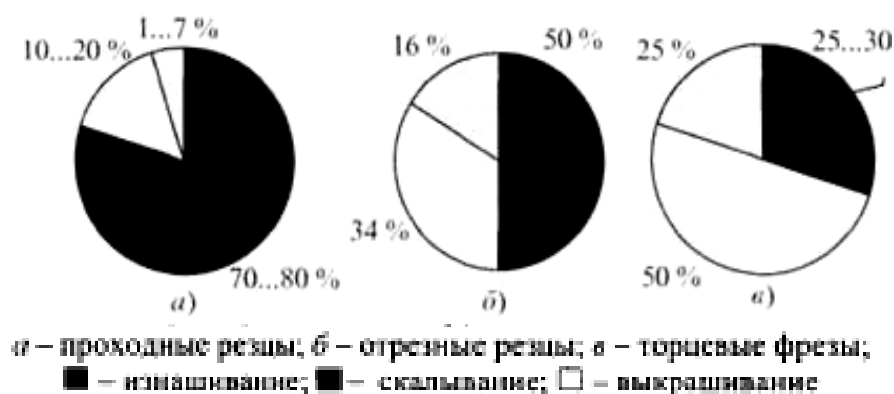


Рис. 1.4. Структура отказов инструмента из твердых сплавов группы ТК при обработке конструкционных сталей: а – проходные резцы, б – отрезные резцы, в торцевые фрезы; [3]

Примерная структура отказов твердосплавных инструментов в производственных условиях показана на рис. 1.4. Следует отметить, что доля отказов из-за хрупкого разрушения у твердосплавного инструмента намного выше, чем у быстрорежущего [3]. На стойкость инструмента, помимо множества факторов, значительное влияние оказывают механические удары, возникающие при резании и выходе инструмента из заготовки и температура резания. Влияние удара сильно сказывается при резании твердосплавными инструментами, особенно при прерывистом резании труднообрабатываемых материалов. По вопросу влияния удара на работоспособность твердосплавного инструмента существуют разные мнения. Одни первостепенное значение придают удару клина при врезании в заготовку, другие термоциклической природе разрушения, третьи - неблагоприятному условию выхода клина из контакта с заготовкой [5, 6, 7]. Как показывают исследования [4], с повышением числа циклов удара, при остальных равных условиях, износ резца увеличивается, и на его поверхностях замечаются следы сколов пластин.

В последнее время большое внимание исследований уделяется разработке расчетных методов оценки изнашивания и стойкости режущего инструмента [8-11], а также разработке математических методов

моделирования, диагностирования и прогнозирования стойкости инструмента [12,13]. Такие подходы позволяют на стадии подготовки производства оценить надежность режущего инструмента без стойких испытаний. В тоже время, достоверность подобных методик и моделей весьма условна, т.к. на практике очень трудно учесть степень влияния различных факторов – свойств обрабатываемого материала, состояние станочного парка, способов заточки инструмента, квалификации кадров и многих других причин.

1.2 Новые технологии производства твердосплавного инструмента

К приоритетным направлениям развития науки и техники Украины отнесены организация нового конкурентоспособного производства машиностроительной продукции и разработка технологий получения новых материалов с заданными специальными прочностными и эксплуатационными свойствами, новых композиционных, керамических, керамико-полимерных и других специальных материалов.

Вместе с тем, успешное решение перечисленных выше задач должно быть неразрывно связано с созданием и освоением производства новых инструментальных материалов и инструментов, с насыщением ими рынка Украины. Чтобы разрешить проблему отсутствия инструментов и техпроцессов, обеспечивающих эффективность обработки новых материалов, разработана концепция Инструментальной Программы Украины [14]. Согласно данной Программы, одним из наиболее перспективных направлений является разработка новых типов и марок твердых сплавов и новых методов их упрочнения [15].

Анализ современного состояния производства, применения и рынка твердосплавного инструмента в Украине [15, 16] показывает, что актуальными являются разработки новых и совершенствование существующих марок твердых сплавов (в частности, увеличение доли

использования сплавов типа ТТК взамен ТК [15]), новых технологий производства твердосплавного инструмента.

В области разработки новых и совершенствования существующих марок твердых сплавов сейчас ведутся активные разработки, связанные с созданием ультра- и особомелкозернистых сплавов, имеющих более сбалансированные сочетания «твердость-вязкость», чем сплавы нормальной зернистости [3,17]. На рис. 1.4 представлена классификация твердых сплавов нового поколения по зернистости.

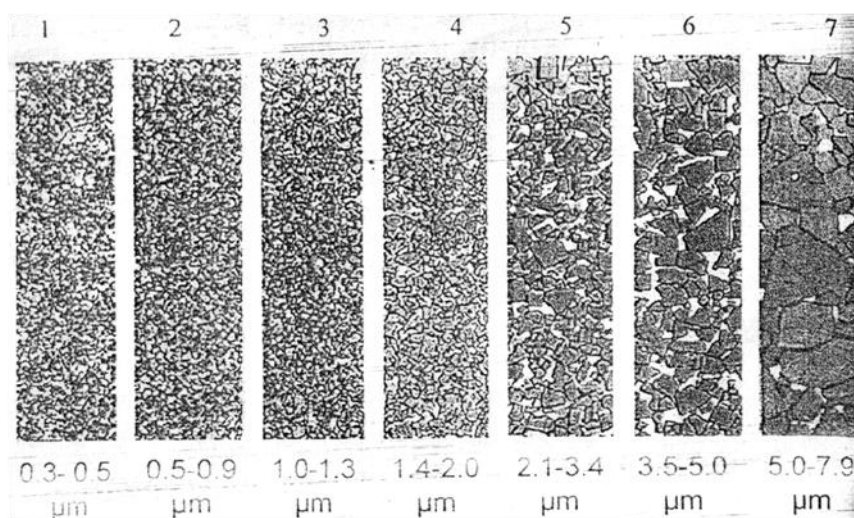


Рис. 1.4. Классификация твердых сплавов по зернистости: 1 – ультрамелкозернистая структура, 2 – особомелкозернистая структура, 3 – мелкозернистая, 4 – средние, 5 – среднетонкие, 6 – крупные, 7 – особокрупные [3]

Разработка новых ультра- и особомелкозернистых сплавов направлена на решение совокупности современных технологических задач – сухого высокоскоростного резания, обработки материалов повышенной твердости и труднообрабатываемых материалов, изготовления цельнотвердосплавных сложнопрофильных инструментов (сверла, концевые фрезы, метчики и т.д.). как видно из представленной классификации (рис. 1.4), размер зерна ультра- и особомелкозернистых твердых сплавов более чем в 2 раза меньше размера зерна стандартных сплавов.

Ранее считалось [1, 2], что по сравнению с крупнозернистыми мелкозернистые сплавы, обладая меньшей прочностью, имеют более высокую износостойкость вследствие меньшей толщины связки кобальта, что обуславливает большее сопротивление диффузионному изнашиванию и пластичному деформированию рабочей части инструмента. Но крупнозернистые сплавы значительно лучше сопротивляются ударам и циклическим нагрузкам.

Неоднозначное трактование предпочтительности того или иного типа структуры твердых сплавов может быть преодолено развитием новых подходов к их структурному анализу. Традиционные методы параметризации структуры твердых сплавов не учитывают одно из важнейших качеств системы – целостность, которая не может быть охарактеризована исходя из свойств системы, как суммы свойств составляющих ее элементов. Как показано в работе [18], трансформация структуры твердых сплавов при изнашивании в процессе резания с ударами связана не с размерами зерен, а обусловлена образованием микротрещин в межзеренных областях, их ростом и расслоением металла в целом. Работоспособность твердых сплавов в целом может быть оценена с использованием мультифрактальных параметров – параметра однородности F , модуля упорядоченности структуры Δ и фрактальной размерности структуры D_0 [18].

Из новых технологий производства твердосплавного инструмента с особомелкозернистой структурой получают все более широкое применение термокомпрессионная обработка [19, 20], низкотемпературное (твердофазное) спекание [21, 22], высокоэнергетическое горячее прессование [23, 24].

Другое направление в области создания новых марок твердых сплавов - производство градиентных твердых сплавов [3, 25]. Формирование градиентной структуры достигается путем высокотемпературной обработки металлическими расплавами (технология OMP [26]).

Одним из новых направлений в материаловедении твердых сплавов является формирование мезоструктур. Согласно современным

представлениям [27, 28], мезоструктура спеченных твердых сплавов может быть представлена в виде статистического ансамбля агрегатов (колоний), состоящих из нескольких десятков карбидных частиц, сцементированных связующим металлом. Агрегаты имеют определенную микроструктуру, и все они между собой также сцементированы прослойками связующего металла в единое твердосплавное изделие. В этой иерархии структуры можно выделить средний пространственный размер, характеризующий ее определенный подуровень. Для микроструктуры агрегатов такой величиной является средний размер карбидных частиц, равный 1...5 мкм. Средний размер агрегатов составляет 10...100 мкм, а толщина прослоек связующего металла между ними равна 2...20 мкм.

В последнее время отечественными и зарубежными исследователями все более активно ведутся работы по созданию наноструктурных твердых сплавов [29, 30]. К наноструктурным (нанокристаллическим, нанофазным) материалам относят объекты с характерным размером частиц менее 100 нм. Малый размер зерна приводит к появлению уникальных физических, химических, механических и других свойств [21]. Причем, как показано в работе [30], повысить эксплуатационные характеристики твердого сплава WC-Co возможно не только при использовании наноразмерного карбида вольфрама, но и за счет небольших добавок такого карбида (1-8%) в обычную смесь WC-Co.

Также заслуживает внимания развитие новых методов переработки отходов и отработанного инструмента [31], в том числе с использованием высококонцентрированных источников энергии [32].

Таким образом анализ литературных данных свидетельствует, что главной тенденцией в развитии инструментальных твердых сплавов является стремление к измельчению карбидной фазы в сплавах за счет создания и освоения новых технологий их получения и дополнительной обработки. Сплавы с ультра- и экстремелкой структурой обеспечивают повышенную сопротивляемость режущей кромки инструмента микрохрупкому

разрушению (микровыкрашиванию), что чрезвычайно важно при использовании такого инструмента для операций прерывистого резания или резания со знакопеременными термомеханическими нагрузками [33].

Еще одним преимуществом снижения размера зерна является возможность получения более «острой» кромки с уменьшенными углом режущего клина и радиусом округления. В результате снижаются усилия резания и температуры в зоне контакта. С уменьшением размера зерна снижается теплопроводность твердого сплава и увеличивается количество теплоты, уходящей в стружку. В настоящее время доля инструмента, оснащенного пластинами из ультрамелкозернистых и экстремелкозернистых твердых сплавов составляет до 60% от всего выпуска твердосплавного инструмента [3].

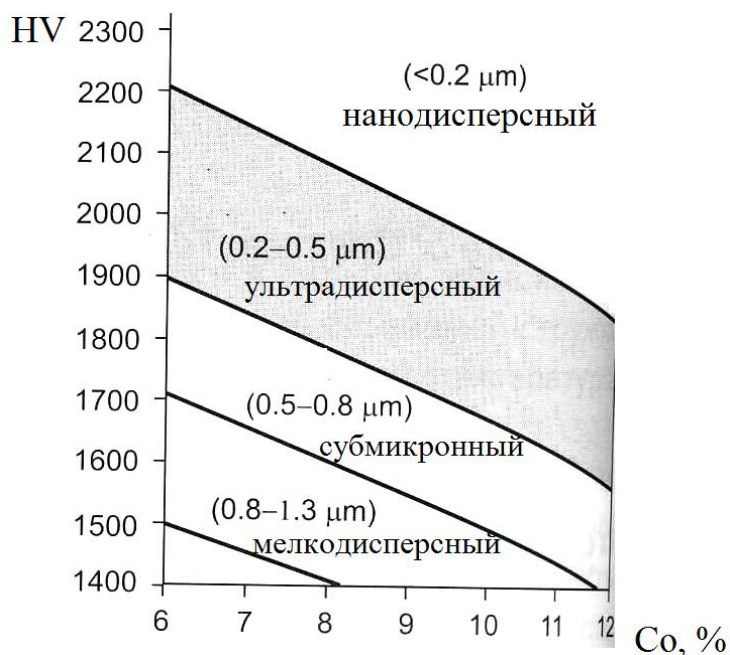


Рис. 1.5. Классификация современных твердых сплавов по зернистости [33]

Использование твердосплавных пластин из ультрамелкозернистых и экстремелкозернистых твердых сплавов позволяет существенно повысить эффективность чистовых операций обработки, особенно при использовании

пластин с улучшенной геометрией. Инструмент, оснащенный такими пластинами, позволяет эффективно решать гамму задач [17], связанных с:

- улучшением стружкодробления;
- снижением термической напряженности инструмента и уменьшением интенсивности его диффузионного изнашивания (высокоскоростная обработка);
- уменьшением склонность к наростообразованию;
- увеличением точности и качества обработки материалов с низкими технологическими свойствами по обрабатываемости.

Приведенные выше особенности инструмента, оснащенного ультрамелкозернистыми и экстремелкозернистыми твердыми сплавами, делают его применение особо перспективным в тех областях, где из-за высоких усилий резания и температур необходима повышенная износостойкость инструмента. Указанное относится к точению и фрезерованию заготовок повышенной твердости, сухой высокоскоростной обработке, резанию конструкционных полимерных материалов с повышенными абразивными свойствами и др.

Таким образом, можно считать, что создание ультрадисперсных твердых сплавов со средним размером зерна в пределах от 0,1...0,5 мкм можно считать наиболее перспективным направлением.

1.3 Методы модификации поверхностного слоя твердосплавного инструмента

Нанесение покрытий и модификация поверхностного слоя, часто называемые поверхностной упрочняющей обработкой, - наиболее распространенное и простое в реализации направление повышения эксплуатационных показателей режущих инструментов, главным образом, их стойкости.

Различными исследователями сейчас предлагаются разнообразные классификации методов поверхностной упрочняющей обработки режущих инструментов, например по виду используемого источника энергии или агрегатному состоянию среды, в которой происходит упрочнение, и т.д. В работе [3] существующие методы предлагается классифицировать по механизму взаимодействия с поверхностью и поверхностным слоем режущего инструмента (рис. 1.6).

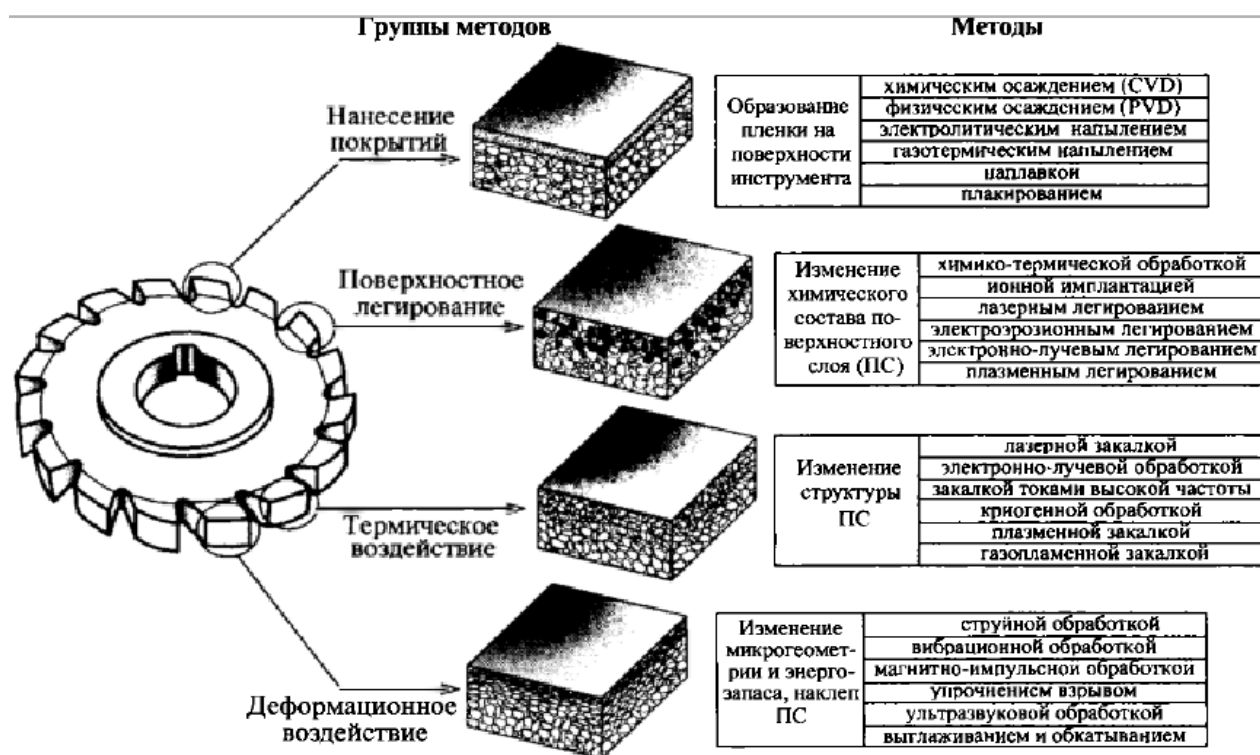


Рис. 1.6. Классификация методов поверхностного упрочнения режущих инструментов [3]

Методы [3], относящиеся к различным группам, оказывают различное воздействие на поверхность и поверхностный слой режущего инструмента. При нанесении покрытий на поверхности режущего инструмента формируется тонкая пленка. Поверхностное легирование изменяет химический состав и, как правило, структуру поверхностного слоя режущего инструмента. Результатом термического воздействия на поверхностный слой инструмента является изменение его структуры, при этом химический состав слоя остается неизменным. При деформационном воздействии происходит

наклеп поверхностного слоя режущего инструмента, изменяются его микрогеометрия и энергетический запас [3].

На рис. 1.7 представлено приближенное процентное соотношение между различными группами методов поверхностной упрочняющей обработки, применяющихся при производстве режущего инструмента.

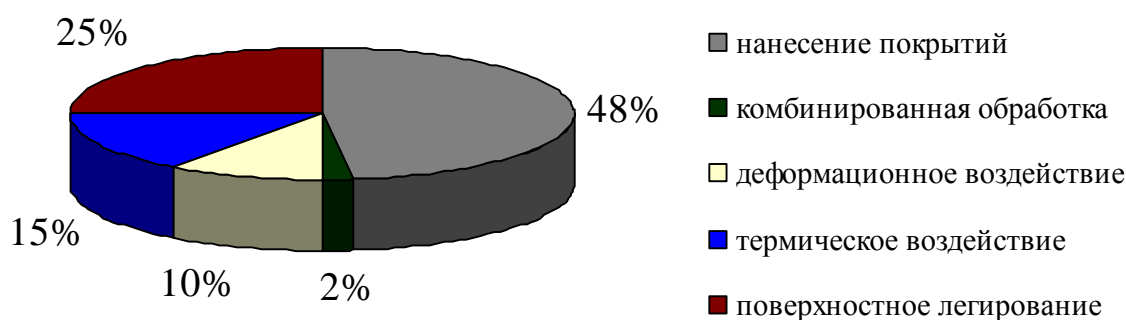


Рис. 1.7. Доля различных групп методов нанесения покрытий и модификации поверхности в инструментальном производстве [3]

Классификация, предложенная в работе [3] (рис. 1.6), охватывает инструмент из всех материалов – как стальной, так и твердосплавный. Для инструмента из твердых сплавов в настоящее время деформационное воздействие и поверхностное легирование практически не применяется. Поэтому соотношение долей использования методов модификации поверхности (рис. 1.7) будет перераспределено в сторону термического воздействия, и, особенно, нанесение покрытий[3].

1.3.1 Нанесение покрытий на рабочие поверхности режущего инструмента

Покрытия, наносимые на рабочие поверхности режущего инструмента, являются достаточно универсальным и надежным средством, с помощью которого можно по-новому подойти к проблемам совершенствования свойств инструментальных материалов. Инструментальный материал с покрытием - новый материал композиционного типа; в нем можно оптимально сочетать

свойства поверхностного слоя (покрытия): высокие значения микротвердости, пассивности по отношению к обрабатываемому материалу и др. - и свойства сердцевины (инструментального материала): прочность, ударную вязкость, трещиностойкость и др. [3, 17].

Задача нанесения износостойких покрытий может быть разделена на два взаимосвязанных этапа. Во-первых, необходимо выбрать или разработать состав покрытия, который в комплексе с основным инструментальным материалом будет создавать совместимую и практически полезную систему при конкретных условиях эксплуатации. Во-вторых, следует разработать экономически оправданную технологию получения покрытий, которая бы обеспечила их максимальную износостойкость и надежность в работе.

Производственный опыт показывает, что наибольший интерес в качестве износостойких покрытий или их слоев на сегодняшний день представляют следующие соединения [3, 17]:

1) карбиды, нитриды, карбонитриды и другие соединения тугоплавких металлов (керамические покрытия): TiN, TiCN, (Ti,Cr)N, (Ti,Zr)N, (Ti,Al)N, (Ti,Al)CN, Al₂O₃ и др.;

2) тугоплавкие металлы (металлические покрытия): Ti, Cr, Zr и др.;

3) алмазоподобные соединения (углеродные покрытия): Me-C:H, a-C:H и др.

Различные соединения тугоплавких металлов (керамические покрытия) получили наибольшее распространение в инструментальном производстве.

Все покрытия условно можно классифицировать по составу (одно- и многоэлементные, многокомпонентные и композиционные) и строению (одно- и многослойные). В последнее время повышенный практический интерес вызывают композиционные многослойные покрытия, в составе которых появляется возможность использовать даже весьма хрупкие не совместимые с инструментальным материалом соединения (например, Si₃N₄, HfB₂, Al₂O₃ и др.), обладающие повышенной термодинамической

устойчивостью и характеризующиеся большой пассивностью по отношению к гамме обрабатываемых материалов [3, 17, 34].

Схема построения покрытий композиционно-многослойного типа представлена на рис. 1.8. Каждый из слоев покрытия имеет собственное функциональное назначение. Слой 1 предназначен для обеспечения прочной связи многослойного покрытия с рабочими поверхностями инструмента. Поэтому его кристаллохимическое строение, коэффициент термического расширения и модуль упругости должны быть предельно схожими с инструментальным материалом. Слой 4 по кристаллохимическому строению должен максимально отличаться от строения обрабатываемого материала. Назначение слоев 2 и 3 состоит в осуществлении прочной связи между функциональными слоями 1 и 4. Кроме того, они должны обладать барьерными функциями - увеличивать термодинамическую устойчивость покрытия и др. [3, 17].



Рис. 1.8. Схема построения покрытия композиционно-многослойного типа [3]

Среди методов нанесения покрытий в инструментальном производстве в основном используются методы химического и физического осаждения покрытий [3]. Разновидностями метода химического осаждения, который в англоязычной литературе получил название Chemical Vapour Deposition (CVD), являются: высокотемпературное осаждение покрытий - high-temperature (HT-CVD); среднетемпературное осаждение покрытий – medium-

temperature (MT-CVD); осаждение покрытий с плазменным сопровождением - plasma assisted (PA-CVD).

Разновидностями метода физического осаждения, называемого Physical Vapour Deposition (PVD), являются: ионно-термическое испарение; электродуговое испарение; ионное распыление. Покрытия, нанесенные разными методами, имеют и различную стойкость [40].

В последнее время большое внимание исследователей уделяется изучению механизмов изнашивания и разрушения покрытий в процессе резания [3, 17, 40-42]. В работе [42] приведены модели образования трещины в однослойном и многослойном покрытиях. Показано, что отслаивание покрытия начинается в зоне контакта «инструмент-обрабатываемая поверхность», т.е. в зоне концентрации максимальных напряжений. В результате начинают образовываться трещины. Разрушение однослойного покрытия обусловлено прогрессией трещины в продольном по отношению к границам зерен направлении. При износе многослойного покрытия не наблюдается ни отслаивание, ни поперечного трещинообразования. Напротив, образуется большое число продольных трещин на границах раздела между слоями.

Из наиболее перспективных новых направлений развития методов нанесения покрытий на инструмент следует отметить покрытия с нанокристаллической структурой [43-45] и покрытия дискретного строения [46-48]. В нанесении нанопокровтий развиваются два направления – измельчение зерна до уровня нанoshкалы (менее 100 нм) [44, 45] и нанесение многослойных покрытий с толщинами слоев $\approx 5 \dots 10$ нм и более [43].

Поверхности с покрытиями дискретного строения отвечают принципу формирования поверхностей трения Шарпи, в соответствии с которым их структура должна содержать твердые включения и вязкую матрицу. Эксперименты по чистовому точению чугуна инструментом из твердого сплава показали, что стойкость инструмента, упрочненного дискретным

покрытием TiN, в 1,3...1,5 раза выше, чем у инструмента со сплошным покрытием.

Дополнительное повышение свойств покрытий может быть достигнуто обработкой высококонцентрированными источниками энергии. В работе [49] показано положительное влияние ионно-пучковой обработки на структуру и трибомеханические свойства покрытий TiN, что связано с измельчением зерна и получением более благоприятной ориентации зерен основной фазы. Покрытия TiN с текстурой (111) имеют более высокую износостойкость и твердость, чем покрытия с текстурой (200) [50].

Вместе с тем, несмотря на большое многообразие методов нанесения и типов покрытий, ведущие производители твердосплавного инструмента предлагают потребителям лишь определенные составы композиционных покрытий с жесткой регламентацией содержания элементов, входящих в ее состав, для всей гаммы технологических операций обработки и областей применения. Результатом является достаточно частое несоответствие состава и свойств покрытий реальным условиям термомеханического нагружения контактных площадок инструмента при обработке, что приводит к интенсивному изнашиванию инструмента и снижению эффективности операций обработки [36, 51].

Далеко не для всех операций механической обработки эффективно применение инструмента с покрытиями. В работе [3] показано, что исключения составляют лишь некоторые виды черновых операций, фрезерования, а также резание заготовок из труднообрабатываемых материалов, когда отмечается интенсивное пластическое и макрорупкое разрушение режущей части инструмента, а изнашивание контактных площадок сопровождается существенным деформированием инструментального материала. В указанных случаях покрытие может быстро разрушаться и его применение не обеспечит заметного увеличения стойкости инструмента.

Среди известных методов нанесения тонкопленочных износостойких покрытий наибольшее распространение получил процесс конденсации с ионной бомбардировкой (КИБ), основанный на генерации вещества катодным пятном вакуумной дуги с одновременной подачей в вакуумное пространство реактивных газов (азота, ацетилена, метана и т.д.). процесс формирования покрытия протекает в две стадии. На первой стадии к инструменту прикладывается напряжение порядка 1,0–1,5 кВ при давлении в вакуумной камере порядка 10^{-3} Па. В результате ионной бомбардировки происходит очистка, активация и разогрев поверхности инструмента. Оптимальная температура изделий при напылении с точки зрения высоких адгезионных свойств покрытия составляет 200–700° С. На второй стадии в камеру поступает реактивный газ, напряжение на поверхности инструмента снижается до 100–200 В и происходит собственно процесс осаждения покрытия за счет прохождения плазмохимических реакций [3].

Исследования показывают [52], что использование метода КИБ требует решения следующих проблем:

1. Толщина покрытий из TiN зависит от расположения инструмента относительно испарителя в вакуумной камере. На торцовой и боковой поверхностях она может отличаться до пяти раз (это же относится и к задним, закрытым поверхностям). Толщина покрытия также зависит от разнотолщинности изделия и условий его крепления к оснастке, что определяет разную температуру нагрева в различных зонах. При этом толщина покрытия может отличаться на одном и том же изделии на 50 %.

2. Ресурс и эффективность многослойных покрытий практически исчерпаны. Известно, что тугоплавкие соединения благодаря кристаллическим структурам обеспечивают повышенную твердость с одновременно высокой хрупкостью (особенно для покрытий толщиной более 4-5 мкм).

3. Процесс КИБ реализуется на сложном и дорогостоящем оборудовании. Инструмент перед загрузкой в вакуумную камеру должен

пройти тщательную предварительную обработку. Необходимая площадь для данного оборудования составляет приблизительно 80–100 м², требуется отдельная площадь для подготовки инструмента порядка 100–150 м². Для несерийного специального инструмента, изготавливаемого или приобретаемого в небольших количествах, метод КИБ имеет низкую производительность из-за длительности подготовительных и вспомогательных операций.

4. Несмотря на то, что метод КИБ относится к вакуумным технологиям, не влияющим на окружающую среду, для данного процесса необходимо использовать постоянную вытяжку, обеспечивающую отсутствие паров масла в рабочих помещениях, и местную вытяжную вентиляцию, включаемую при открытии вакуумной камеры и выгрузке инструмента.

Таким образом при широком разнообразии методов поверхностного нанесения покрытий на рабочую поверхность режущего инструмента из твердого сплава, существует ряд недостатков, которые не позволяют им занять лидирующее место. Невозможность обеспечения: постоянной толщины слоя покрытия по всей длине режущей кромки; требуемой прочности сцепления с основным материалом; частое несоответствие свойств и состава покрытий с требуемыми свойствами; малая толщина покрытия. Все эти недостатки ограничивают использование приведенных выше способов нанесения покрытий на режущую часть инструмента из твердого сплава.

1.4 Поверхностная модификация твердых сплавов обработкой высококонцентрированными источниками нагрева

Из методов термического воздействия при упрочнении твердосплавного инструмента в последнее время наиболее интенсивно развивается поверхностная модификация с использованием высококонцентрированных источников нагрева (ВКИН) – лазерным и электронным излучениями, плазменной струей и др. результатом

термического воздействия на поверхностный слой твердых сплавов является изменение его структуры, при этом химический состав остается неизменным.

Принципиальная возможность и перспективность термического упрочнения инструментальных твердых сплавов показана в работах Лошака М.Г., Третьякова В.И и др. [53-55]. Именно данные положения и легли в основу разработки теории и технологии поверхностного термического упрочнения твердых сплавов. В общем случае возможна реализация следующих видов термической обработки: отжиг (или отпуск) при температуре 600...1300 °С; закалка от температуры спекания; закалка от температур 1000...1300 °С (в зависимости от марки сплава) изделий, охлажденных после спекания до комнатной температуры. Охлаждение при закалке осуществляется в подогретые среды – масло (при 50...200 С) или селитру (300...400 °С). Наиболее существенные изменения структуры и свойств твердых сплавов достигаются в случае применения закалки. Установлено, что такая термообработка обеспечивает повышение прочностных и деформационных характеристик твердых сплавов (табл. 1.1).

Таблица 1.1

**Влияние термической обработки на механические характеристики
твердых сплавов [56]**

Марка сплава	$\sigma_{изг}$, МПа	$KC, \cdot 10^{-4}$ Дж/м ²	HV, 10/30, МПа	$N \cdot 10^{-3}$, циклы	$\sigma_{сж}$, МПа	K_{Ic} , МПа $\sqrt{м}$
ВК6	1750/1860	2,35/2,65	13630/14320	166/902	5400/5500	12,1/12,5
ВК8	1830/1960	2,55/3,04	12750/13050	219/480	—	—
ВК15	2010/2350	3,83/4,90	10300/11280	470/1640	4040/4100	16,7/17,8
ВК25	2100/2200	4,71/5,40	8730/9120	346/700	3470/3640	17,8/21,2

Примечания. В числителе указана характеристика сплава¹ в исходном состоянии, в знаменателе – после термообработки. Показатель N (50 %-ная вероятность разрушения) определен при ударном нагружении $\sigma_{мах}=1200$ МПа.

В работе [56] показано, что уровень прочности твердых сплавов в значительной мере определяется их фазовым составом, составом связки и напряженным состоянием фазовых составляющих.

Исследованиями установлено (рис. 1.9), что закалка от температур выше 1050 °С приводит к значительному росту периода решетки кобальта, который продолжается при дальнейшем повышении температуры до 1200 °С. Столь значительное его увеличение свидетельствует о повышении концентрации вольфрама и углерода в кобальтовом твердом растворе замещения – внедрения.

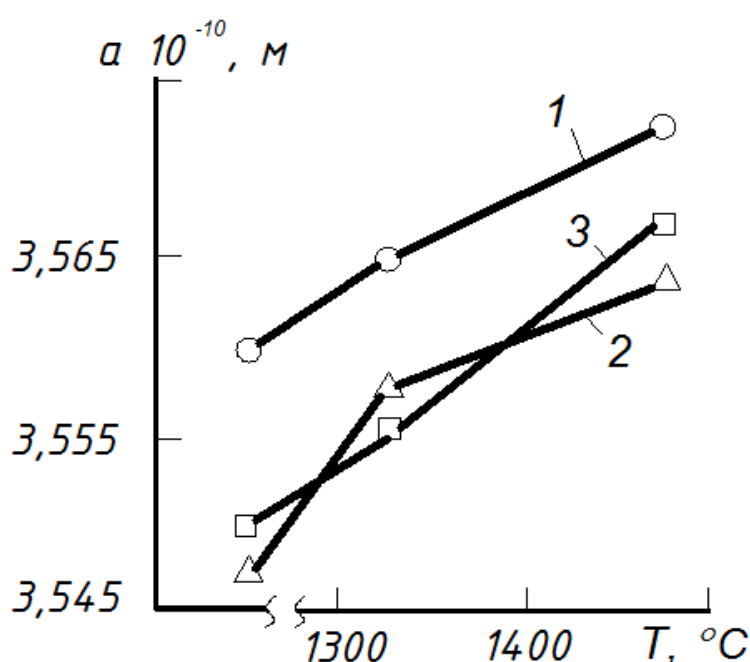


Рис. 1.9. Зависимость периода решетки кобальтовой фазы твердых сплавов от температуры закалки: 1 – ВК6; 2 – ВК15; 3 – ВК25 [56]

Увеличение периода решетки кобальта кубической модификации происходит при растворении в нем как вольфрама, так и углерода. Разделить количественно вклад этих элементов практически невозможно.

Растворение немагнитных вольфрама и углерода в кобальте изменяет его ферромагнетизм, и магнитная проницаемость сплавов падает. С повышением температуры закалки и увеличением содержания растворенного вольфрама в связке, магнитная проницаемость сплавов закономерно

снижается на 15–30 % по сравнению с исходным (после спекания) состоянием. Коэрцитивная сила твердых сплавов после закалки, напротив, повышается на 7–12 %. Это свидетельствует об усилении напряженного состояния связующей фазы в результате дополнительного легирования её вольфрамом.

В исходном состоянии (после спекания) карбидная фаза находится под воздействием напряжений сжатия, а кобальтовая — напряжений растяжения, которые достигают весьма высоких значений, особенно в малокобальтовом сплаве ВК6 (табл. 1.2).

Таблица 1.2

Влияние температуры закалки на уровень напряжений (МПа) в карбидной и связующей фазах твердых сплавов [56]

Марка сплава	Исходное состояние	Закалка при T, °C	
		1050	1200
К а р б и д н а я ф а з а			
ВК6	—100/—60*	—220/—90	—340/—140
ВК15	—220/—120	—340/—230	—570/—350
ВК25	—260/—240	—400/—380	—730/—550
К о б а л ь т о в а я ф а з а			
ВК6	2200/1950	3740/3690	5270/5460
ВК15	870/890	3920/3800	4210/4030
ВК25	530/750	2610/2830	4400/4070
* в числителе указаны напряжения $\sigma_2=\sigma_3$, в знаменателе — σ_1 .			

Увеличение времени выдержки при всех исследованных температурах закалки от 5 до 15 мин сопровождается ростом фазовых напряжений (табл. 1.3). Это обусловлено появлением в основной массе β -Co следов кобальта гексагональной модификации, количество которого растет с увеличением времени выдержки. В то же время период решетки кобальтовой фазы практически не изменяется с увеличением времени выдержки при оптимальной температуре закалки (табл. 1.4). Это говорит о том, что состав связки меняется весьма незначительно.

Таблица 1.3

**Влияние времени выдержки при оптимальной температуре
закалки на уровень напряжений (МПа) в матричной и связующей фазах
твердых сплавов [56]**

Марка сплава	Исходное состояние	Закалка с выдержкой, мин	
		5	15
Карбидная фаза			
ВК15	—220/—120*	—340/—230	—600/—430
ВК25	—260/—240	—400/—380	—500/—480
Кобальтовая фаза			
ВК15	870/890	3920/3800	4230/4400
ВК25	530/750	2610/2830	3640/3680

* в числителе указаны напряжения $\sigma_2=\sigma_3$, в знаменателе — σ_t .

Таблица 1.4

**Влияние времени выдержки при оптимальной температуре
закалки на период решетки а связующей фазы (β -Co), 1010 м [56]**

Марка сплава	Исходное состояние	Закалка с выдержкой, мин	
		5	15
ВК6	3,568	3,572	—
ВК15	3,548	3,558	3,559
ВК25	3,550	3,556	3,555

Дополнительное легирование кобальтовой связки твердого сплава вольфрамом в результате закалки приводит к ее упрочнению. Это сказывается на уровне прочности композита WC-Co в целом. С другой стороны, в результате закалки резко возрастают термические напряжения. Если увеличение напряжений сжатия в карбидной фазе играет положительную роль в условиях растяжения (исходя из представлений о решающей роли карбидного скелета в начальной стадии деформации и разрушения твердых сплавов WC-Co), то значительный рост напряжений растяжения в кобальтовой фазе является, несомненно, отрицательным фактором.

Наличие в кобальтовой фазе значительных напряжений растяжения способствует развитию в ней деформации, которая протекает путем аллотропического превращения некоторой части кубической модификации кобальта в гексагональную.

Исходя из изложенного, можно сформулировать механизм упрочнения вольфрамовых твердых сплавов в процессе термообработки [53]. При закалке по оптимальным для каждой марки сплава режимам происходит дополнительное растворение вольфрама и углерода в кобальтовой связке, сопровождающееся уменьшением смежности и связности карбидных зерен, ростом термических напряжений в фазах. В результате, связующая фаза упрочняется, а карбидная – разупрочняется, способствуя выравниванию прочности составляющих. Кобальтовая прослойка приобретает способность выдержать большое количество актов разрушения межзеренных границ и карбидных зерен, то есть происходит рассеяние энергии без катастрофического разрушения материала. Таким образом, наряду с увеличением прочности материала возрастает работа пластической деформации, а следовательно, долговечность твердосплавных изделий.

Можно полагать, что в некоторых случаях остаточные макронапряжения сжатия, возникающие при закалке, будут также способствовать повышению долговечности изделий при эксплуатации. Однако следует учитывать, что твердосплавные заготовки, как правило, подвергаются различного рода механическим воздействиям (резке, шлифованию), которые приводят к перераспределению напряжений.

Перспективными методами объемной термической обработки твердых сплавов являются также изотермическая закалка в расплавах солей и циклическая термообработка токами высокой частоты (ТВЧ) [57].

Объемную термическую обработку твердого сплава ВК8 проводили в соляных высокотемпературных ваннах состава BaCl_2 с $t=1000-1300^\circ\text{C}$, а также в ваннах, содержащих 48-50 % BaCl_2 , 27-30 % KCl , 23-27 % NaCl , с $t=150-550^\circ\text{C}$. Пластины, предварительно подогретые до 550°C , помещали в

ванную для нагрева до 850, 1000 или 1500 °С и выдерживали в течение 4 мин. Изотермическую закалку проводили при 200, 350 или 500 °С в течение 5, 10 или 15 мин с последующим охлаждением на воздухе. Циклическую термическую обработку твердого сплава осуществляли на установке высокочастотного индукционного нагрева ВЧИ100/0,066. Проводили нагрев до температуры 1100 °С с выдержкой в течение 30 с и последующим естественным охлаждением. Для защиты сплава от окисления нагрев и охлаждение проводили в среде аргона. Количество циклов нагрева составляло 3, 4 и 5 [57].

Результаты опытов по изотермической закалке твердых сплавов в расплаве солей свидетельствуют о повышении предела прочности при изгибе на 20-60 %. Анализ фазового состава сплава после закалки показал отсутствие η -фазы и структурно свободного углерода. Наряду с этим наблюдается небольшое изменение параметров тонкой структуры карбидной фазы сплава.

Установлено небольшое увеличение микронапряжений с одновременным уменьшением параметров блоков мозаики. В результате термической обработки происходит также дополнительное растворение карбидов WC в кобальте, о чем свидетельствует некоторое увеличение периода кристаллической решетки β -Co, что может вызвать ее упрочнение, а, следовательно, оказать положительное влияние на прочность всего сплава [57].

Несколько иная картина наблюдается при циклической термической обработке сплава. Рентгенофазовый анализ свидетельствует о присутствии β -Co с ГПУ-решеткой, что согласуется с результатами измерения микротвердости. Циклическая термическая обработка сплава ВК8 приводит к изменению фазового состава. При производстве твердых сплавов растворение карбида вольфрама в кобальте стабилизирует кубическую модификацию. При циклической термической обработке на поверхности сплава ВК8 появляется большое количество фазы α -Co. Размер блоков и

микронапряжений после термоциклической обработки практически не изменились. При этом период кристаллической решетки твердого раствора кубической модификации кобальта несколько уменьшился. Это может свидетельствовать о снижении количества растворенного в ней карбида вольфрама и углерода, что обуславливает некоторое снижение прочности связки и сплава в целом [57].

На основании исследований сделан вывод о предпочтительности использования изотермической закалки по сравнению с термоциклической обработкой ТВЧ. Но еще более высокие свойства и благоприятные структуру и фазовый состав авторы [57] получили в случае использования лазерного упрочнения (в том числе и после изотермической закалки).

1.4.1 Лазерная обработка твердых сплавов

Из методов обработки ВКИН в настоящее время наибольшее распространение получила лазерная обработка. Большинство работ этого направления выполнены с использованием импульсного излучения [57]. При лазерном упрочнении в твердых сплавах происходят те же фазовые и структурные превращения, что и при объемной термической обработке [60]. Однако в условиях сверхскоростного нагрева возможно повышение температуры воздействия без опасности нарушения сплошности и выгорания связки. Тем самым значительно повышается эффективность термообработки.

Высокие плотности мощности лазерного излучения позволяют получать качественно новые свойства поверхностей, недоступные традиционным методам обработки материалов. Лазерная обработка поверхностей металлов и сплавов относится к локальным методам термической обработки с помощью высококонцентрированных источников нагрева. В этой связи лазерный луч как источник нагрева при термической обработке материалов имеет черты, свойственные всем другим

высококонтрированным источникам, а также свои особенности и преимущества [3]:

1. Высокая концентрация подводимой энергии и локальность, позволяющие обрабатывать только поверхностный участок материала без нагрева остального объема и нарушения его структуры и свойств, а кроме того, высокая концентрация подводимой энергии, дающая возможность нагревать и охлаждать обрабатываемый объем материала с большими скоростями при очень малом времени воздействия.

2. Регулирование параметров лазерной обработки в широком интервале, благодаря чему удается разработать ряд процессов поверхностной лазерной обработки, в каждом из которых можно легко регулировать структуру поверхностного слоя и его свойства: твердость, шероховатость, геометрические размеры обработанных участков и др.

3. Возможность обработки на воздухе, легкость автоматизации процессов, отсутствие вредных отходов при обработке и т.д.

Результаты исследования структуры поверхности твердосплавных пластин марок ВК8 и Т5К10, подвергнутых многократному импульсному лазерному воздействию, показали [59], что происходит оплавление периферии зерен карбида вольфрама, вследствие чего такие зерна, выходящие на поверхность, сплавляются между собой и образуют характерную структуру, так называемую карбидную сетку. Обнаружено заплывание микротрещин, образовавшихся после спекания (происходящее в результате адгезионного взаимодействия и сваривания краев трещины между собой). Также образуются мелкодисперсные карбиды со средними размерами примерно 0,5 мкм при среднем размере исходных карбидов примерно 5 мкм. Последнее объясняется тем, что с ростом температуры растворимость карбида вольфрама в кобальтовой связке возрастет в 90 – 100 раз и его содержание достигает $\approx 10\%$ общей массы. В результате последующего охлаждения часть растворённого карбида вольфрама выпадает в виде вновь образованных зерен, имеющих меньший размер.

Исследование фазовых превращений и изменений химического состава Со-фазы подтвердило, что при импульсном лазерном воздействии связка интенсивно насыщается карбидом вольфрама. Анализ зависимости периода решетки a кубического кобальта от плотности J мощности лазерного излучения J (рис. 1.10, а) показал, что максимальное уширение периода a наблюдается при $J \approx 470 \text{ Вт/мм}^2$.

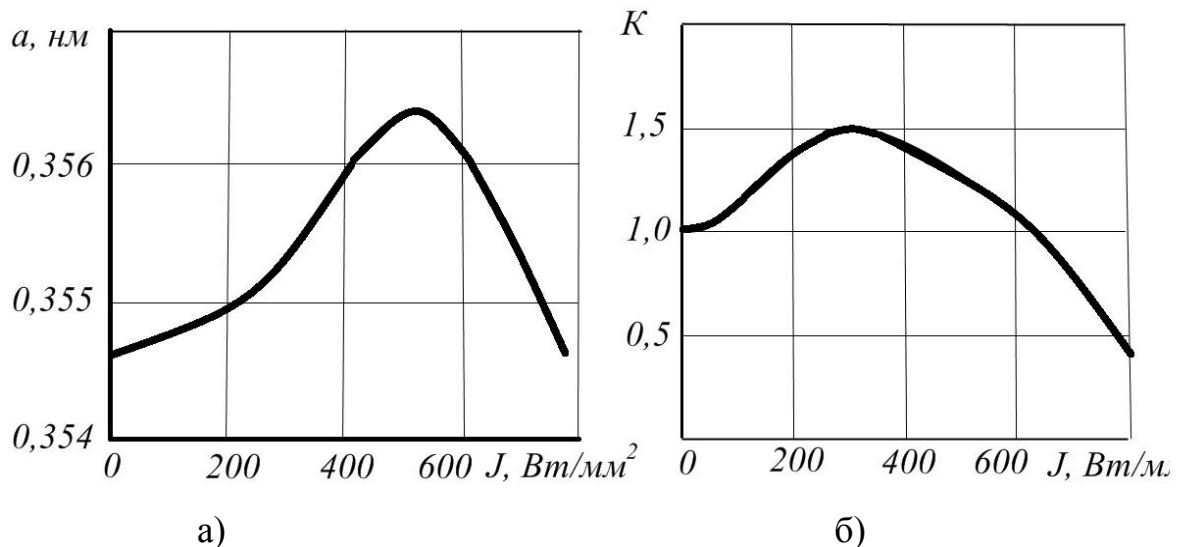


Рис. 1.10. Зависимость периода a решетки кубического кобальта (а) и коэффициента K повышения стойкости (б) от плотности J мощности лазерного излучения [39]

При дальнейшем увеличении J количество карбида вольфрама, растворенного в кобальте, уменьшается вследствие значительного снижения объёма самого кобальта (последнее было обнаружено при таких значениях J , когда под воздействием лазерного излучения расплавляется приповерхностный слой и образуется кратер). Рентгеноструктурный анализ зон воздействия лазерного излучения при $J = 150\text{--}320 \text{ Вт/мм}^2$ выявил образование новых фаз: полукарбида вольфрама и карбида вольфрама кубической модификации. Все перечисленные факторы, сопровождающие лазерное воздействие на твердый сплав, обуславливают повышение стойкости режущего инструмента.

В то же время под воздействием лазерного излучения в твердом сплаве в ряде случаев появляются микротрещины. Это объясняется тем, что вследствие импульсного характера нагрева в твердосплавном инструменте возникают растягивающие термические напряжения, которые превосходят предел прочности твердого сплава. В результате появления микротрещин снижаются прочность и стойкость твердосплавного инструмента.

Таким образом, при лазерном воздействии на твердосплавный инструмент происходят процессы, противоположно влияющие на его стойкость. С одной стороны, термические напряжения, возникающие вследствие импульсного нагрева, приводят к образованию микротрещин и к снижению стойкости инструмента, а с другой стороны, интенсивный нагрев и быстрое охлаждение твердого сплава обуславливают его закалку, а также образование мелкодисперсных карбидов и новых фаз, что повышает стойкость инструмента.

Результаты испытаний (рис. 1.10, б) показали, что стойкость выше исходной при $J \leq 600 \text{ Вт/мм}^2$. При дальнейшем росте значения J деструктивные изменения в структуре твердого сплава становятся сильно выраженными и фазовые превращения, связанные с закалкой, не компенсируют снижения стойкости из-за образования трещин [59].

Влияние лазерного импульсного упрочнения на структуру и свойства сплавов на основе карбида вольфрама с никелевой связкой (марки ВН15) и на основе карбида титана с никель-хромовой связкой (марки КТНХ-70) исследовано в работе [66].

Под действием лазерного излучения на обрабатываемой поверхности образуется дефектный слой, размеры которого определяются мощностью и длительностью лазерного импульса, а также физическими свойствами материала. Зона термического влияния (ЗТВ) лазерного луча распространяется на глубину до 40-60 мкм от поверхности твердого сплава ВН15 и состоит из измельченных карбидных зерен.

По данным металлографических исследований, размер карбидного зерна в ЗТВ в 5-10 раз меньше исходного. На поверхности, обработанной лазером, образуются трещины. Их количество повышается с ростом плотности энергии лазерного импульса.

При обработке твердого сплава важное значение имеет равномерность распределения энергии лазерного импульса по пятну. В процессе обработки металлических материалов энергия с участков, имеющих большую плотность, в результате теплопередачи переносится в соседние области и в глубь материала. При лазерной обработке твердых сплавов подобный перенос энергии затруднен из-за их относительно низкой теплопроводности. Это приводит к тому, что ЗТВ одновременно может содержать оплавленные и неоплавленные участки поверхности, а также участки сильного выгорания связки и деструкции материала. Поэтому при лазерной обработке материалов, обладающих низкой теплопроводностью (в частности – твёрдых сплавов на основе карбидов переходных металлов с металлической связкой), особые требования должны предъявляться к равномерности распределения энергии в лазерном луче.

Результаты проведенных исследований показывают, что лазерное излучение является мощным средством локального воздействия на структуру и свойства твердых карбидовольфрамowych и карбидтитановых твердых сплавов. При высокой интенсивности это воздействие вызывает нежелательные процессы деструкции материала и ухудшение его свойств [66].

В работах [60, 61] исследовано влияние лазерного упрочнения на характер износа и стойкость твердосплавного инструмента. Показано, что в условиях преобладания адгезионного износа свойства связующей Со-фазы оказывают решающее влияние на прочностные характеристики твердого сплава, которые и определяют интенсивность изнашивания инструмента. После продольного точения при скорости $v = 130$ м/мин, подаче $S = 0,1$ мм/об и глубине резания $t = 0,5$ мм зафиксировано повышение на 25 – 30 % стойкости инструмента из сплава ВК8 после лазерной обработки его

режущих кромок. Об этом свидетельствует как изменение ширины фаски износа по задней грани резцов, так и характера налипания обрабатываемого металла на поверхности износа.

Для облученных резцов после испытаний зафиксировано более неоднородное распределение материала заготовки по фаске износа, что свидетельствует об уменьшении схватывания материала резца с обрабатываемым металлом. Аналогичная картина наблюдается и при анализе режущих кромок резцов, испытанных при более высоких скоростях резания.

Однако на практике определяющую роль играет увеличение производительности труда, достигаемое за счёт интенсификации режимов резания, и поэтому актуальной является задача оценки эффективности лазерной обработки режущих кромок твердосплавного инструмента, работающего при высоких скоростях резания.

При испытаниях в условиях повышенных температур в зоне контакта появляется возможность визуальной экспресс-оценки и интерпретации морфологических изменений поверхности износа. Оказалось, что лазерная обработка твердосплавного инструмента на оптимальных режимах и в этом случае дает положительный эффект [60].

Измерение ширины фаски износа по задней грани показало, что у обработанных лазерным излучением резцов она меньше, чем у контрольных на 12 – 15 %. Наряду с этим, отсутствует наростообразование на передней режущей грани, которое является характерным признаком схватывания обрабатываемого материала и материала инструмента. Следовательно, преобладающим механизмом износа для этих резцов является диффузионный, отличающийся высокими температурами в зоне контакта. У резцов, подвергнутых лазерной обработке, отсутствует сплошность налипания обрабатываемого металла на заднюю режущую поверхность резца. Появляются отдельно расположенные площадки схватывания, преимущественно у вершины резца и на границе фаски износа с основным материалом резца.

Об изменении состояния межзеренных и межфазных границ после лазерного воздействия, уменьшении смежности и связности карбидных зерен свидетельствуют металлографические исследования поперечных шлифов зоны обработки, где наблюдается изменение конфигурации зерен WC. В исходном состоянии они выглядят в основном как многогранники с четкими границами.

В тоже время после лазерной обработки границы зерен содержат выемки и выпуклости, а вершины многогранников скруглены. Такая картина является следствием дополнительного растворения зерен WC в кобальте после лазерной обработки. В результате этого, износ в условиях высоких скоростей резания становится более равномерным, уменьшается его абсолютная величина, количество микросколов и выкрашиваний, что служит предпосылкой повышения эксплуатационной стойкости резцов, прошедших лазерную обработку [60].

В тоже время, несмотря на очевидные преимущества лазерное упрочнение в настоящее время еще не получило широкого и повсеместного практического использования, а внедрено лишь на крупных предприятиях с высокой культурой производства. Это обусловлено рядом причин – высокой стоимостью оборудования, недолговечностью материалов линз и зеркал, необходимостью применения поглощающих покрытий для повышения КПД, защиты обслуживающего персонала от рассеянного лазерного излучения, сложностью оперативного контроля характеристик упрочненного слоя, малой производительностью обработки поверхностей большой протяженности [68, 69].

В работе [3] отмечается, что, как правило, лазерной обработке подвергаются только те участки рабочих поверхностей инструмента, которые при эксплуатации наиболее интенсивно разрушаются. Необходимо иметь в виду, что, если преобладающим видом отказа инструмента является хрупкое разрушение (выкрашивания и сколы режущей кромки), применение лазерной термообработки чаще всего нецелесообразно.

Кроме лазерного излучения известно применение других ВКИН для упрочнения инструмента из твердых сплавов: радиационного излучения [59], протонного облучения [70], ионизирующего облучения (α -частицы высоких энергий, γ -кванты) [71,72], облучение низкопоточным электронным пучком [73]. Однако данные методы в настоящее время находятся лишь на стадии исследований и опытно-промышленного опробывания. В работе [73] отмечается, что и при электронно-лучевом воздействии на твердые сплавы характер структурных превращений такой же, как и при объемной термообработке [56].

1.4.2 Плазменная обработка твердых сплавов

Указанных выше недостатков, свойственных лазерной обработке, лишен другой способ обработки ВКИН – плазменная обработка. Сущность плазменного модифицирования заключается в нагреве поверхности инструмента струей низкотемпературной аргоновой плазмы, быстром естественном охлаждении за счет теплопроводности материала и протекании при этом структурных превращений. По своим теплофизическим характеристикам плазменная струя близка к лазерному излучению (плотность тепловой мощности – $10^4 \dots 10^6$ Вт/см² в зависимости от конструкции плазмотрона и режима нагрева), характеризуется значительно более низкой стоимостью и доступностью оборудования и высокой производительностью. К настоящему времени накоплен значительный опыт по исследованиям и промышленному применению плазменного упрочнения стального режущего и деформирующего инструмента [74-79].

Имеются сведения и о перспективности плазменной обработки для повышения эксплуатационных характеристик твердосплавного инструмента [3, 74, 79]

Исследования по выбору оптимальных режимов плазменной обработки твердосплавного инструмента выполнены в работах [74,79,80-82] для

пластин из твердых сплавов систем WC-Co (типа BK) и WC-TiC-Co (типа ТК) с различным содержанием карбидов и связующей фазы.

Исследованиями установлено, что при изменении эффективной тепловой мощности плазменного нагрева в пределах 20...150 кВт/см² (в зависимости от состава, формы и размеров упрочняемого твердосплавного изделия) возможна обработка режущих кромок пластин с полным поверхностным расплавлением композиции, частичным расплавлением (только связующей фазы), без расплавления со структурными превращениями в карбидах и связке или с превращениями только в связке.

При плазменной обработке с полным расплавлением композиции происходит интенсивное образование пор и сетки микротрещин, связанное с выгоранием связки и сверхбыстрой (со скоростью порядка 10⁵ °C/c) кристаллизацией расплавленной смеси. Стойкость инструмента при такой обработке, несмотря на увеличение твердости, не повышается из-за хрупкости упрочненной режущей кромки. Следует также отметить значительный разброс значений твердости в оплавленной зоне, а также, в отличие от исходного состояния, отсутствие зависимости твердости от содержания связки в сплавах.

Плазменный нагрев с частичным расплавлением (только связующей фазы) также приводит к образованию пор и микротрещин на поверхности. Однако в этом случае они более мелкие и их значительно меньше, чем при обработке с полным расплавлением.

Наиболее высокие значения твердости исследованных сплавов достигаются при плазменной обработке без расплавления связки – при нагреве до температур порядка 1300-1495 °C. В этом случае основным процессом, определяющим структуру и свойства упрочненной зоны, является контактное плавление межфазных границ «карбид-связка». Как показано в работе [83], оно может происходить при температурах на сотни градусов ниже температур плавления фаз и не связано с предшествующей диффузией компонентов.

При плазменной обработке сплавов системы WC-TiC-Co без расплавления поверхности твёрдость также значительно повышается. Эти сплавы характеризуются неполной смачиваемостью компонентов ($\theta > 0^\circ$) в условиях контактного плавления, что не позволяет в полной мере реализовать дисперсионное упрочнение связки. Повышение твёрдости сплавов ТК после плазменного воздействия связано с измельчением зёрен и упрочнением связки при насыщении её вольфрамом и углеродом в результате диффузии и распада пересыщенного твёрдого раствора (W,Ti)C.

Плазменное упрочнение без расплавления с превращениями только в Co-фазе (нагрев до температуры ниже 1200°C), как один из возможных вариантов обработки твердых сплавов, не приводит к заметному повышению твердости и изменениям структуры. Ввиду кратковременности воздействия карбидные зерна и межфазные границы сохраняются неизменными.

Таким образом, на основании исследований установлено, что при обработке инструментальных твердых сплавов высококонцентрированной плазменной струей образуется поверхностный модифицированный слой, который по структуре и свойствам существенно отличается от исходного материала. Создаются условия для получения твердых сплавов нового класса - с ультрадисперсной композиционной структурой и повышенным уровнем эксплуатационных свойств [74, 79]. В то же время остаются неизученными механизмы структурных превращений, изменения параметров кристаллического строения и параметров тонкой структуры в модифицированном слое. Отсутствуют теоретические модели и расчетные методики выбора оптимальных режимов плазменной обработки твердых сплавов. Отсутствуют универсальные и корректные методики испытаний эксплуатационных свойств сплавов с модифицированным слоем. Не изучены механизмы изнашивания и разрушения модифицированных твердых сплавов.

1.5 Обоснование цели и задач исследований

Как показано в разделах 1.1 – 1.4, одной главной тенденцией в развитии твердосплавного инструмента является создание сплавов новых классов – с ультрадисперсной структурой и повышенным уровнем эксплуатационных свойств – прежде всего сочетания высокой твердости и повышенной трещиностойкости. Наряду с новыми развивающимися технологиями получения твердых сплавов в этих целях весьма перспективно использование обработки стандартных сплавов высококонцентрированными источниками энергии, из которых рядом преимуществ обладает плазменная обработка. В результате такой обработки на рабочей поверхности инструмента создается модифицированный слой с ультрадисперсной структурой. Поверхностное модифицирование имеет и ряд технико-экономических преимуществ по сравнению с нанесением покрытий методами насыщения или осаждения – универсальность, низкая стоимость и доступность, намного большая толщина модифицированного слоя. Вместе с тем, в литературе в настоящее время отсутствует научно-обоснованные принципы разработки новейших технологий плазменного модифицирования твердых сплавов, отсутствуют результаты и методики исследований и моделирования структурных превращений, физико-механических свойств и оптимальных режимов обработки.

На основании изложенного целью диссертационной работы является разработка научных основ технологических процессов формирования модифицированных слоев с ультрадисперсной структурой и повышенным уровнем эксплуатационных свойств при поверхностной обработке твердосплавных пластин высококонцентрированной плазменной струей.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие основные задачи:

1. Изучить методы получения инструментальных твердых сплавов с ультрадисперсной структурой и методы нано- и микроструктурирования поверхности инструмента.

2. Разработать математическую модель оптимального управления процессом плазменного поверхностного модифицирования инструмента и инженерную методику расчета оптимальных режимов обработки.

3. Исследовать механизмы фазовых и структурных превращений в инструментальных твердых сплавах при плазменном поверхностном модифицировании.

4. Разработать методику испытаний и исследовать трещиностойкость инструментальных твердых сплавов с поверхностным модифицированным слоем.

5. Разработать технологические процессы плазменного модифицирования режущего инструмента из твердых сплавов.

Решение поставленных заданий послужит основанием для успешной реализации важной научно-технической задачи – повышение работоспособности режущего инструмента из твердых сплавов за счет нанесения плазменной обработкой модифицированного слоя с ультрадисперсной структурой.

Выводы к разделу 1

1. Анализ условий эксплуатации и причин отказов инструмента из твердых сплавов показывает, что наиболее частыми причинами преждевременного выхода из строя инструмента являются износ режущей кромки и образование трещин. Следовательно, новые технологии изготовления твердых сплавов или их поверхностное упрочнения должны обеспечивать повышение твердости (износостойкости) и, по крайней мере, не снижение трещиностойкости твердых сплавов.

2. Анализ современного состояния производства и применения твердосплавного инструмента в Украине показывает, что актуальными

являются разработки новых и совершенствование существующих технологий получения и дополнительной обработки твердых сплавов. Важной задачей является создание ультрадисперсных твердых сплавов со средним размером зерна в пределах от 0,1...0,5 мкм. Одним из новых направлений в материаловедении твердых сплавов является формирование мезоструктур.

3. Установлено, что большое количество известных способов нанесения покрытий на рабочую поверхность твердосплавного инструмента не всегда обеспечивает повышение эксплуатационных характеристик инструмента, что делает проблематичным использование их, например, при прерывистом резании или обработке труднообрабатываемых материалов. Кроме этого методы нанесения покрытий характеризуются высокой стоимостью и сложностью в эксплуатации оборудования.

4. В настоящее время одним из наиболее перспективных направлений является обработка поверхности твердых сплавов высококонцентрированными источниками нагрева (ВКИН). Главное преимущества использования ВКИН по сравнению с нанесением покрытий, – увеличение толщины обработанного слоя в 10...100 раз. Из методов обработки ВКИН наиболее производительной и доступной является плазменная обработка. Однако многие вопросы влияния плазменного воздействия на формирование структуры и свойств твердых сплавов остаются неизученными.

РАЗДЕЛ 2

МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ, ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ

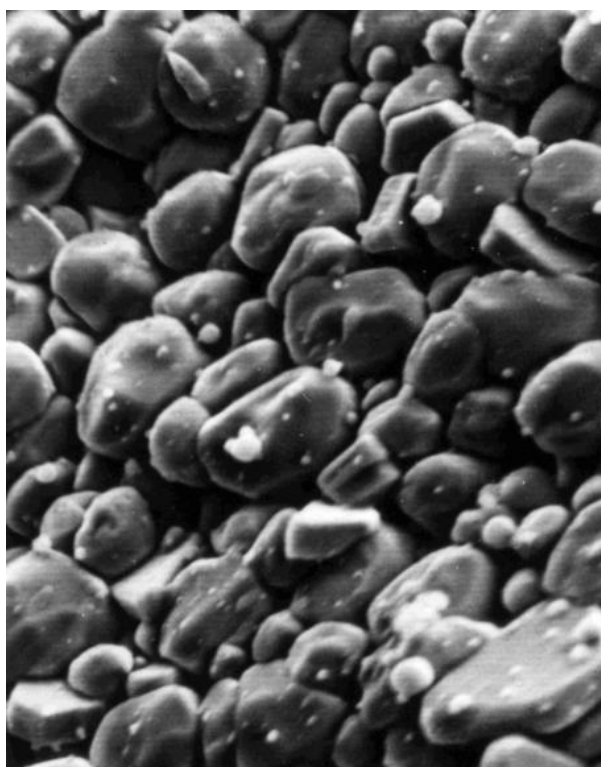
2.1 Характеристика исходных материалов

Металлокерамические твердые сплавы изготавливают путем прессования смеси тонкоразмолотых карбидов со связующим металлом в изделия определенных размеров и формы и последующего спекания полученных изделий в защитной атмосфере или вакууме. В качестве твердой фазы в них используют карбиды вольфрама WC, титана TiC, тантала TaC, ниобия NbC, в качестве пластичной связки – чистые металлы группы железа – Co, Ni, Fe [53, 113].

По структуре и природе карбидных фаз твердые сплавы могут быть разделены на три группы:

а) однокарбидные сплавы WC-Co типа BK: BK2...BK20. Зерна имеют форму неправильных многогранников (рис. 2.1, а, б). Чем больше в сплаве кобальта (BK15, BK20), тем ниже его твердость и выше пластичность;

б) двухкарбидные сплавы (Ti, W) C – Co типа ТК: T5K10, T14K8, T15K6 и др. При спекании, вследствие диффузии и растворения вольфрама и углерода в карбиде титана, структура таких сплавов состоит из более чем на 50% сложного карбида (Ti, W) C, остальное – карбиды WC и Co-связка. (рис. 2.1, в). При повышении исходного содержания TiC (сплавы T30K4, T60K6) получают однокарбидные сплавы, состоящие только из карбидов (Ti, W) C, имеющих округлую или овальную форму, и Co-связки. Сложный карбид имеет более высокую твердость, чем WC, но и более высокую хрупкость. К этой же группе относятся и сплавы с карбидом тантала WC-Ta-Co, нашедшие применение за рубежом [114];



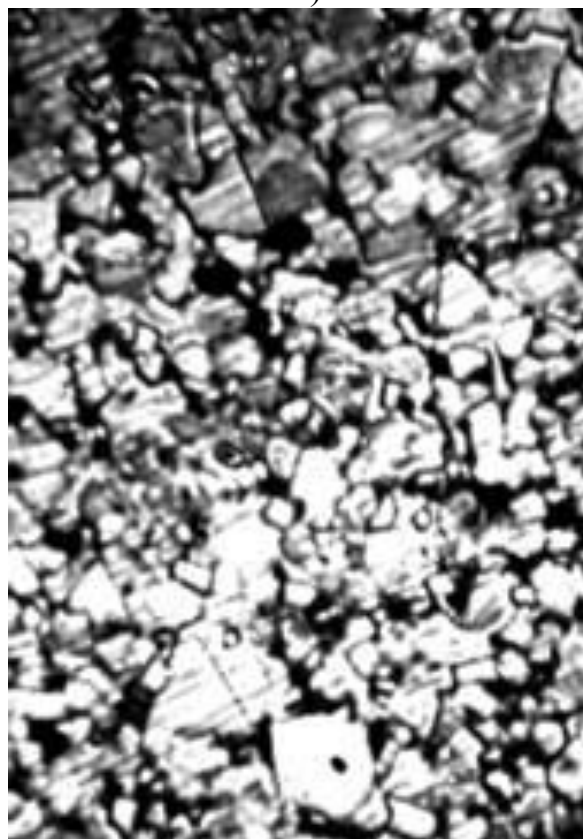
а)



б)



в)



г)

Рис. 2.1. Поверхность (а) и микроструктура (б-г) твердых сплавов: а, б – ВК6; в – Т5К10; г – ТТ8К6; а, г - $\times 2000$; б, в - $\times 1600$

в) трехкарбидные сплавы (WC-TiC-TaC-Co типа ТТК (ТТ7К12, ТТ8К6 и др). В их структуре присутствует твердый раствор (Ti, Ta, W)C, зерна которого также имеют округлую форму (рис. 2.1, г). Если количество WC в этих сплавах меньше предела растворимости, то структура их двухфазная, если больше – трехфазная: (Ti, Ta, W)C+WC+Co. Сплавы ТТК имеют более высокую износостойкость, вязкость, хорошо сопротивляются вибрациям. Однако ввиду более высокой цены и дефицитности они получили значительно меньшее распространение, чем сплавы ВК и ТК.

Кроме сплавов на основе карбидов вольфрама, некоторое распространение получили более дешевые сплавы с карбидами хрома, а также безвольфрамовые сплавы – т.н. керметы на основе карбида титана TiC или нитрида титана TiN. Такие сплавы выпускаются с кобальтовой или никелевой связками – типов КТК, КТН, НТН.

Перспективно использование в керметах в качестве связки сплавов цветных металлов или сталей (сплавы «TiC-сталь» или т.н. карбидостали [115]). Керметы и карбидостали по своим основным эксплуатационным свойствам (твердости, прочности), близки к традиционным сплавам ВК, ТК и ТТК, а по вязкости разрушения могут значительно превосходить их [115].

По достигаемому уровню твердости (табл. 2.1), теплостойкости, износостойкости твердые сплавы значительно превосходят быстрорежущие стали.

Таблица 2.1

**Химический состав и твердость исследованных сплавов в
исходном состоянии**

Марка сплава	Состав, %			Исходная твердость HV
	WC	TiC	Co	
ВК4	96	-	4	1420-1470
ВК6	94	-	6	1380-1445
ВК8	92	-	8	1405-1450
ВК15	85	-	15	1290-1320
Т5К10	85	5	10	1420-1475
Т15К6	79	15	6	1455-1500

Однако эксплуатационная стойкость твердосплавного инструмента зачастую не превышает стойкости стального инструмента, особенно при работе с интенсивными ударами или вибрациями. Это объясняется более высокой хрупкостью спеченных твердых сплавов по сравнению с быстрорежущими сталями [116].

Твердые сплавы при одинаковом химическом составе различаются по размерам зерен карбидов, что определяет их физико-механические свойства и области применения. Твердые сплавы с размерам зерен 3...5 мкм имеют крупнозернистую структуру. Сплавы с размером зерен 0,5...1,5 мкм называются мелкозернистыми. Сплавы, имеющие 70% зерен менее 1 мкм называют особомелкозернистыми. По сравнению с крупнозернистыми мелкозернистые сплавы, обладая меньшей прочностью, имеют более высокую износостойкость вследствие меньшей толщины связки кобальта, что обуславливает большее сопротивление диффузионному изнашиванию и пластичному деформированию рабочей части инструмента. Но крупнозернистые сплавы значительно лучше сопротивляются ударам и циклическим нагрузкам [54, 113].

2.2 Оборудование для экспериментальных исследований

Экспериментальная часть диссертационной работы выполнена с использованием лабораторной установки для плазменной поверхностной обработки на кафедре «Металлорежущие станки и инструменты» ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет» (рис. 2.2). Установка создана на базе плазменной установки Киев—7 и включает плазмотрон, источник питания, систему подачи газа, систему водяного охлаждения плазмотрона, механизмы перемещения плазмотрона относительно заготовки.



Рис. 2.2. Установка для плазменного упрочнения инструмента (а); обработка твердосплавных резцов (б)

Установка обеспечивает пределы регулирования силы тока 100-500А; пределы регулирования расхода плазмообразующего газа 5-20 л/мин; пределы регулирования скорости перемещения плазмотрона 0,1–1 м/мин.

2.3 Методика металлографических и рентгеноструктурных исследований

Исследование структуры и твердости инструментальных твердых сплавов типов ВК и ТК после плазменной обработки показали возможность значительного их упрочнения при нагреве по определенным режимам и значительного ухудшения качества поверхности при нагреве по другим режимам. Для создания научных основ технологии плазменного модифицирования инструмента необходимо установить природу структурно-фазовых превращений, происходящих в твердых сплавах в зоне плазменного воздействия. В дополнение к металлографическим исследованиям такие зависимости и научные положения могут быть получены с использованием рентгенографических исследований параметров структуры и кристаллической решетки отдельных фаз твердых сплавов.

При металлографическом анализе шлифа из твердого сплава рекомендуется в целях экономии времени соблюдать установленную последовательность по методике ГОСТ 9391 [113].

Количество и размер крупных пор определяли, просматривая весь шлиф под микроскопом при увеличении 30-100 раз. Далее шлифы подвергались кратковременному травлению в реактиве 1 (см. табл. 2.2) [113] и определяли наличие или отсутствие фазы η_1 , а также характер распределения кобальтовой фазы. Затем осуществляли травление для выявления границ зерен зерна WC-фазы в сплавах WC-Co или фазы (Ti,W)C в сплавах WC-Ti-Co по режимам, указанным в табл.2.2 [113]. Для определения величины зерна фазы WC шлиф травили по режиму 5 табл. 2.2 [113]. Результаты заносились в паспорт металлографического исследования по ГОСТ 9391-67.

Для установления механизмов структурно-фазовых превращений при плазменной обработке твердых сплавов выполнены рентгенографические исследования на неперетачиваемых пластинах квадратной формы толщиной 5 мм из сплавов BK4, BK6, BK8, BK15, T5K10, T15K6 среднезернистой серии ($d_k \approx 3$ мкм). Обработанную плазмой переднюю поверхность пластин (рис. 2.3) перед съемкой рентгенограмм полировали. Запись рентгенограмм выполняли на установке ДРОН-3,0, их обработку – по общепринятым методикам [56,84-86].

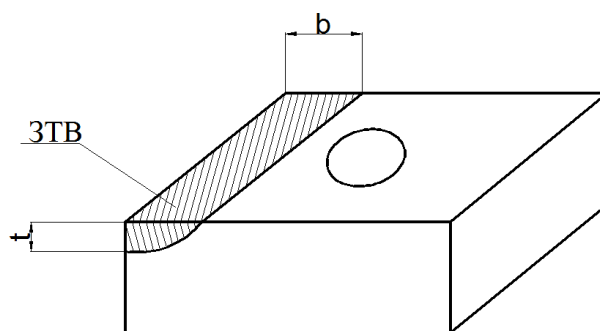


Рис. 2.3. Схема образца для металлографических и рентгенографических исследований

Период решетки кобальтовой фазы определяли по кристаллографической плоскости (311) в железном K_{α} -излучении после электролитического травления исследуемой поверхности образцов – для повышения точности исследований с целью устранения влияния микронапряжений и присутствия других элементов (вольфрама, титана, углерода). После травления на поверхности образцов оставалась только кобальтовая фаза, свободная от напряжений. Для определения периода решетки кобальтовой фазы воспользуемся зависимостью [112]:

$$a^2 = \frac{\lambda^2}{4 \cdot \sin^2 \nu} \left[\frac{4}{3} (h^2 + k^2 + h \cdot k) + l^2 \frac{a^2}{c^2} \right], \quad (2.1)$$

где h, k, l – индексы интерференции.

Микронапряжения в карбидной и связующих фазах определяли по деформации кристаллических решеток методом наклонных съемок – по изменению межплоскостного расстояния плоскости (112) (для карбидной фазы) или плоскости (311) (для кобальта). Микронапряжение определяем по формуле [112]:

$$\sigma = \frac{\dot{A}}{\mu} \operatorname{ctg} \nu_0 \Delta \nu, \quad (2.2)$$

где ν_0 – вульф-брэгговский угол;

ν – угол скольжения.

Расчет размеров блоков во избежание ошибок из-за кристаллографической анизотропии проводился по двум линиям (101) и (202), принадлежащим к одной совокупности отражающих плоскостей. Размер блока в направлении h, k, l определяли по формуле [112]:

$$D_{h,k,l} = \frac{k \cdot \lambda}{2 \cdot \pi^2 \cdot A \cdot \cos \nu_{hkl}}, \quad (2.3)$$

где A – постоянная;

λ – длина волны используемого излучения;

$k = 1, 2$ в приближении блоков сферической формы.

2.4 Разработка математической модели расчета оптимальных режимов

Сущность способа плазменного поверхностного модифицирования сплавов заключается в локальном высококонцентрированном нагреве струей дуговой плазмы, быстром естественном охлаждении материала за счет теплопроводности и протекании при этом структурных превращений в поверхностном слое. Источник нагрева – дуговая плазменная струя – генерируется специальным устройством – плазмотроном. От правильного выбора типа и конструктивных параметров плазмотрона зависит эффективность и производительность упрочнения, достигаемый уровень свойств. Для поверхностной закалки перспективно использование плазмотронов с секционированной межэлектродной вставкой (МЭВ) (см. рис. 2.2, а, б).

Их преимущества: более высокая температура струи (благодаря созданию достаточно протяженного дугового столба, увеличивающего время пребывания газа в канале); более высокая мощность при тех же значениях тока; достаточно высокий КПД; длительный ресурс работы; наличие восходящей вольт – амперной характеристики, что обеспечивает малую зависимость напряжения U от расхода газа Q : $U \sim Q^{0,2}$; уменьшение пульсаций параметров дуги и потока плазмы [87, 88].

При воздействии концентрированных источников нагрева на металл основными процессами, протекающими в его поверхностном слое и вызывающими эффект упрочнения, являются процессы нагрева и

охлаждения. Наиболее важной физической характеристикой этих процессов является температурное поле, знание которого позволяет определить температуру материала в любой точке зоны термического воздействия (ЗТВ) в различные моменты времени, скорость нагрева и охлаждения, длительность пребывания разогретого металла ЗТВ в заданном интервале температур – в зависимости от параметров режима обработки и теплофизических характеристик обрабатываемого материала. В связи с этим, для выбора оптимальных режимов плазменной обработки твердосплавного инструмента необходима разработка расчетных методов оценки параметров термического цикла – максимальной температуры нагрева и скорости охлаждения.

Исследованиями ранее установлено (см. раздел 1.4.2), что при изменении эффективной тепловой мощности плазменного нагрева в пределах $20 \dots 150 \text{ кВт/см}^2$ (в зависимости от состава, формы и размеров упрочняемого твердосплавного изделия) возможна обработка режущих кромок пластин с полным поверхностным расплавлением композиции, частичным расплавлением (только связующей фазы), без расплавления с превращением в карбидах и связке или превращениями только в связке.

Разница в режимах, которые обеспечивают обработку по одному из выше перечисленных способов, может быть не велика, поэтому на этапе проектирования технологического процесса важной задачей является выбор оптимальных значений тока, напряжения, скорости обработки.

Известны несколько подходов для определения температурных полей при обработке материалов плазменной струей. Авторами [89] выполнены расчеты распределения температурных полей путем решения двумерного нелинейного нестационарного уравнения теплопроводности с учетом зависимости теплофизических характеристик материала от температуры. Авторами [77] решены сопряженные внутренняя и внешняя задачи теплопроводности в нелинейной постановке. Внутренняя задача связана с решением уравнения теплопроводности применительно к распространению тепла вглубь металла. Внешняя задача связана с решением уравнения,

описывающего охлаждение плазменного потока и потери тепла при контакте с обрабатываемым металлом. Имеющиеся модели достаточно сложны для применения на инженерном уровне, для их решения необходимо использование численных методов, например, метода конечных разностей [89, 90] или итерационного метода [77]. Более простыми и удобными являются решения дифференциальных уравнений теплопроводности в линейной постановке (без учета зависимости теплофизических свойств нагреваемого металла от температуры) [91]. Применительно к условиям лазерной обработки такие модели рассмотрены в работах [92, 93].

Известны ряд расчетных моделей плазменной обработки в линейной постановке применительно к конкретным задачам упрочнения. В работе [94] рассматривается закалка сталей плазменной дугой прямого действия, сканируемой магнитным полем вдоль и поперек движения плазмотрона. При расчетах использована формула распределения температуры в полубесконечном теле при нагреве движущимся точечным источником. Однако глубина проникновения изотермы может не соответствовать толщине термоупрочненного слоя для сплавов. Большую погрешность вносит и схематизация плазменной струи, как точечного источника, особенно для плазмотронов большой мощности.

В работе [95] для описания плазменного упрочнения сканирующей дугой решена одномерная задача теплопроводности для процесса нагрева и охлаждения полупространства под воздействием одиночного теплового импульса прямоугольной формы. Выбор такой математической модели представляется обоснованным в случае обработки изделий с большой площадью поверхности, когда распределение температуры по этой площади близко к равномерному. Однако решение исходного интегрального уравнения авторы работы [95] свели к вычислению безразмерных комплексных переменных, которые сложно использовать на практике. В работе [96] принята схема нагрева полубесконечного тела мгновенным плоским источником с учетом равномерного распределения мощности в

пятне нагрева прямоугольной формы. Применительно к упрочнению бандажей локомотивных колес из углеродистых сталей выведены формулы для расчета времени аустенизации, глубины упрочнения (по изотерме – в данном случае 950°C) и относительной скорости охлаждения в момент достижения температуры 550°C . Полученные зависимости достаточно просты и удобны для практики, однако имеют узкий прикладной характер.

Все выше перечисленные способы в независимости от их точности мало подходят для описания процесса нагрева твердого сплава, поскольку не учитывают такую его особенность, как неоднородность теплофизических свойств составляющих композиции – карбидов и связки.

Решение такой проблемы возможно при комплексном подходе определения распространения тепловых полей, который не только решает нелинейную задачу теплопроводности, но и позволяет учесть различные тепло-физические свойства составляющих твердого сплава.

Для решения данной задачи использовано конечно-элементное моделирование с применением прикладного пакета MCS.Nastran.

MSC.Patran имеет возможность задавать свойства материалов, из которых изготавливается объект. Эти свойства определяют тип материала, жёсткость, плотность объекта моделирования. При конечно-элементном анализе оцениваются индивидуальные реакции модели на нагрузки и граничные условия. Нагрузки рассматриваются в широком смысле и могут представляться в форме сил, моментов сил, давлений, температуры.

Граничные условия описываются в терминах степеней свободы, которые определяют направление вдоль трёхмерных осей координат, по которым модель может или не может иметь перемещений, как в линейном, так и угловом направлениях. В данном случае граничными условиями являются теплообмен на кромках тела и закон распределения температуры на них. Затем производится анализ реакции конечной элементной модели с заданными граничными условиями на приложенные нагрузки.

Далее необходимо определить тип конечного элемента и относящиеся к этому элементу свойства для различных областей вашей модели, например, если она выполнена из различных материалов, и назначить эти свойства конечным элементам модели.

При выполнении расчетов производятся действия в следующем порядке:

- определяется требуемый алгоритм для решения задачи;
- определяются и транслируются параметры режима, заданные для выполнения задачи;
- выбирается соответствующая схема или набор нагрузок (Load Cases);
- выбираются переменные, требуемые для вывода после решения задачи;
- посылаются данные задачи для численного анализа в программу – вычислительную систему (в нашем случае - MSC.Nastran), используемую в данный момент решения задачи;
- считываются количественные результаты из файлов результатов, созданных программой-вычислителем (в нашем случае - MSC.Nastran).

Алгоритм решения математической задачи приведен на рис. 2.4.

При моделировании обработки инструмента плазменной струей выбрана система единиц измерения SI. Геометрические размеры пластины задаются в метрах.

Для определения температурного поля в объеме материала, нагреваемого непрерывным тепловым источником, движущимся по поверхности с определенной скоростью, необходимо решить нелинейное дифференциальное уравнение теплопроводности с помощью подхода Лагранжа [97].

В каждой элементарной единице объема среды баланс потока тепла определяется соотношением [97]:

$$c_p \cdot \bar{\rho} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} + c_p \cdot \bar{\rho} (\nabla_j \cdot T) V_j - \lambda \cdot \nabla_j \nabla_j T = \hat{\omega} \quad (2.4)$$

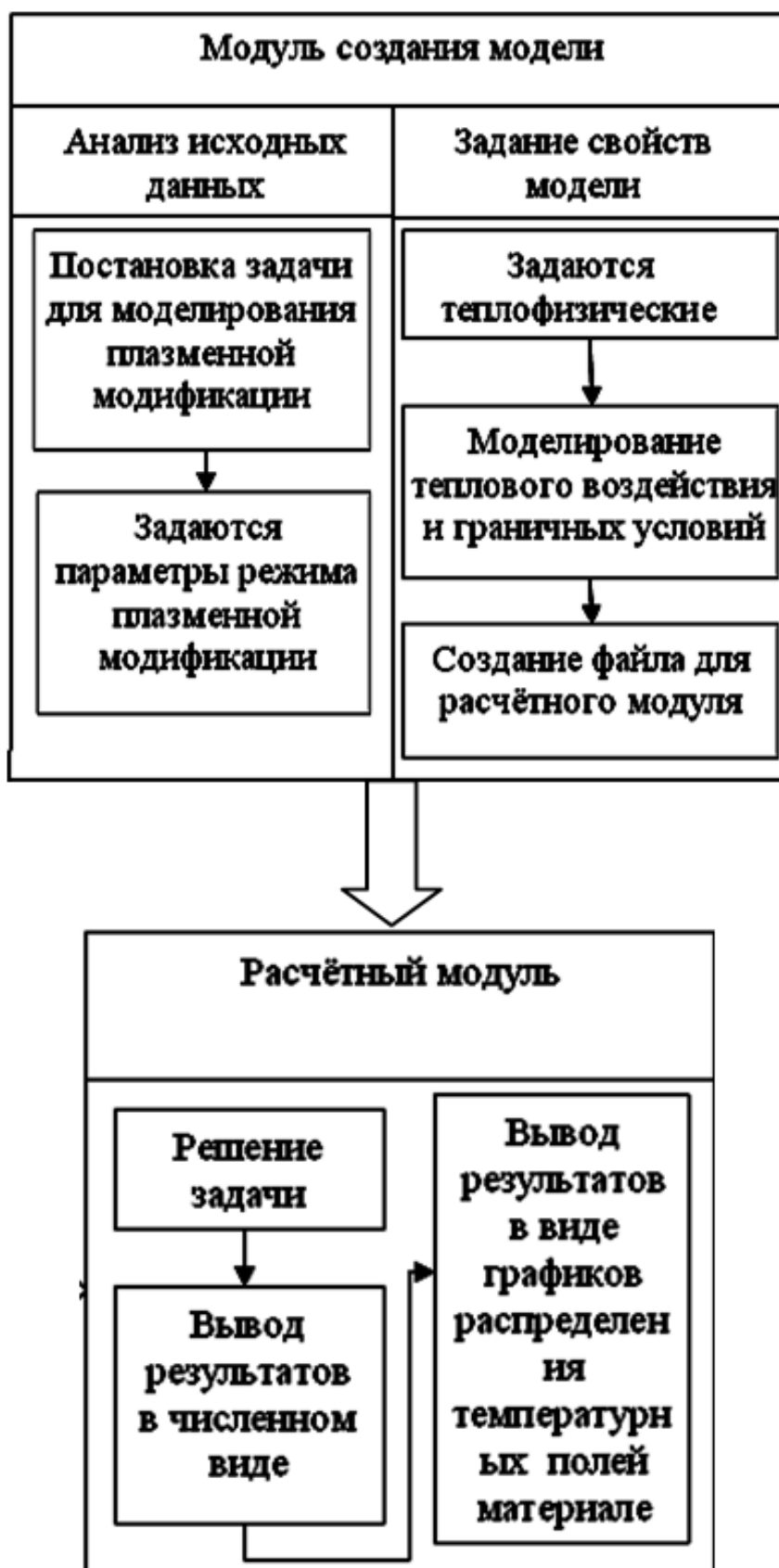


Рис. 2.4. Алгоритм моделирования процесса плазменной модификации пластин из твердых сплавов при помощи системы MSC.Patran-Nastran

при начальном условии

$$T(x^j, 0) = \hat{T}(x^j). \quad (2.5)$$

На поверхности (тела, объема, жидкости) предельные условия (ГУ) [97]:

- по температуре поверхности (ее части S_T)

$$T(x^j, t) \Big|_{S_T} = \hat{T}(x^j, t). \quad (2.6)$$

- по тепловому потоку (в направлении внешней нормали $\vec{\nu}$ к поверхности)

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial \nu} \Big|_{S_G} = \hat{q} \Big|_{S_G}, \quad (2.7)$$

где $\hat{q} = q(x^j, t)$ – известен поток тепла через границу S_q .

Обозначено: λ , c_p , α , β – коэффициенты теплопроводности (Вт/м град), теплоемкости (Дж/(кг град)), конвекционной теплоотдачи (Вт/(м² град)) и постоянная Стефана-Больцмана (Вт/(м² град⁴)) соответственно; $\bar{\rho}$ – плотность материала тела (кг/м³); $\hat{\omega}$ – мощность внутреннего источника (или стока) тепла; поверхность из ГУ $S_G = S_q \cup S_\alpha \cup S_\beta \cup S_T$; $T = T(x^j, t)$ – температура; t – время; $\hat{T}_\infty = \hat{T}(x^j, t)$ – температура среды около поверхности S_α с конвекционным теплообменом [97].

После создания математической модели создается модель твердого тела, соответствующая параметрам неперетачиваемой твердосплавной пластины и являющаяся геометрической моделью с разбивкой ее на конечные элементы. От правильности построения данной модели будет зависеть точность расчета распространения тепловых потоков. Поскольку пластина состоит не только из плоских поверхностей, но и криволинейных, появляются некоторые затруднения при построении конечно-элементной сетки. Если мы выберем в качестве разбивочной фигуры только шестиузловые элементы (рис. 2.5), то поверхности цилиндрическая

поверхность 1 и стык двух передних поверхностей 2 будут некорректно построены, что исказит построение и расчет тепловых полей. Чтобы это исключить производим выборочную разбивку указанных поверхностей комбинацией более сложных конечных элементов. Для описания передней поверхности 3 рис. 2.6 будем использовать фигуру «шестиузловой элемент», а для описания цилиндрической поверхности 1 и стыка двух передних поверхностей 2 рис. 2.6 – «пятиузловой элемент» (рис. 2.6). Благодаря этому расчетная программа охватит весь замкнутый объем пластины и достоверно просчитает поля распространения температуры при плазменном модифицировании твердосплавной пластины.

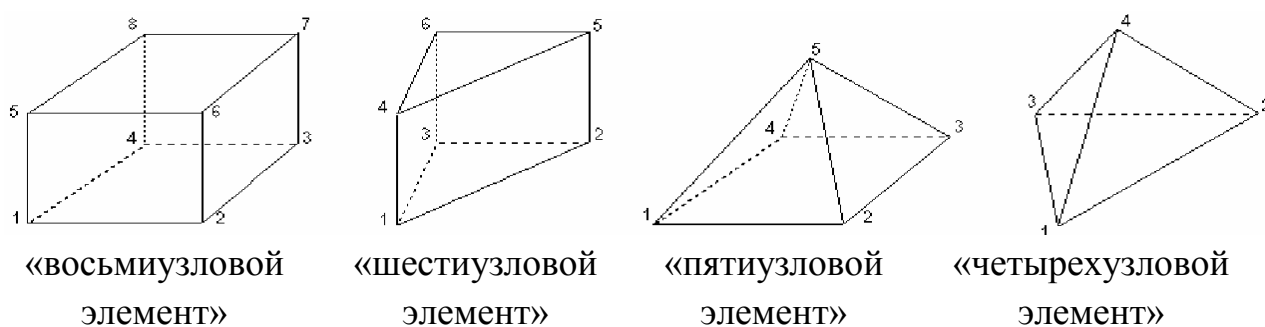


Рис. 2.5. Типы объемных фигур [97]

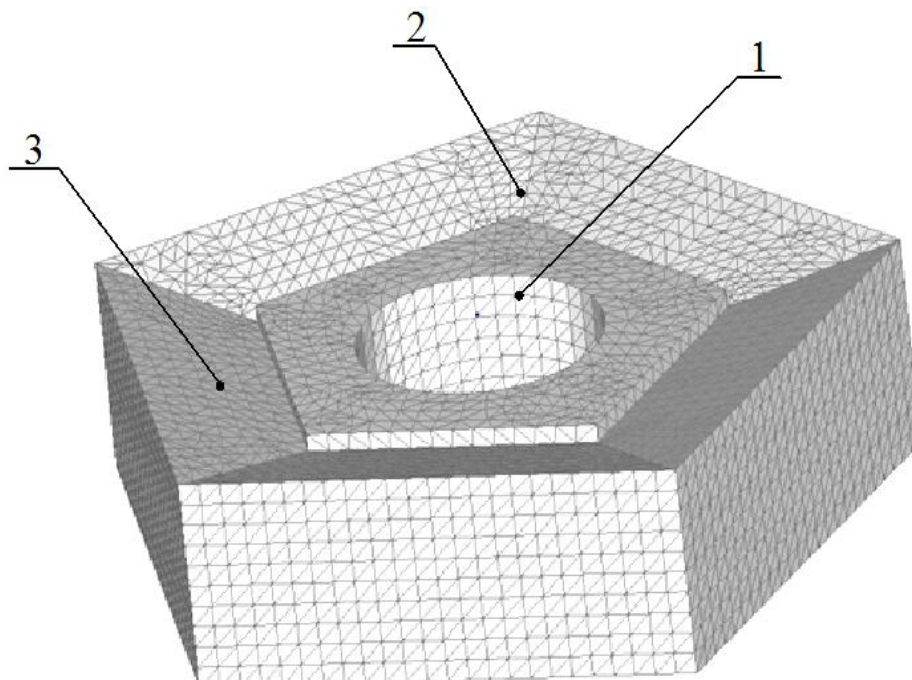


Рис. 2.6. Геометрическая модель пластины, где 1 – цилиндрическая поверхность, 2- стык двух передних поверхностей, 3 – передняя поверхность

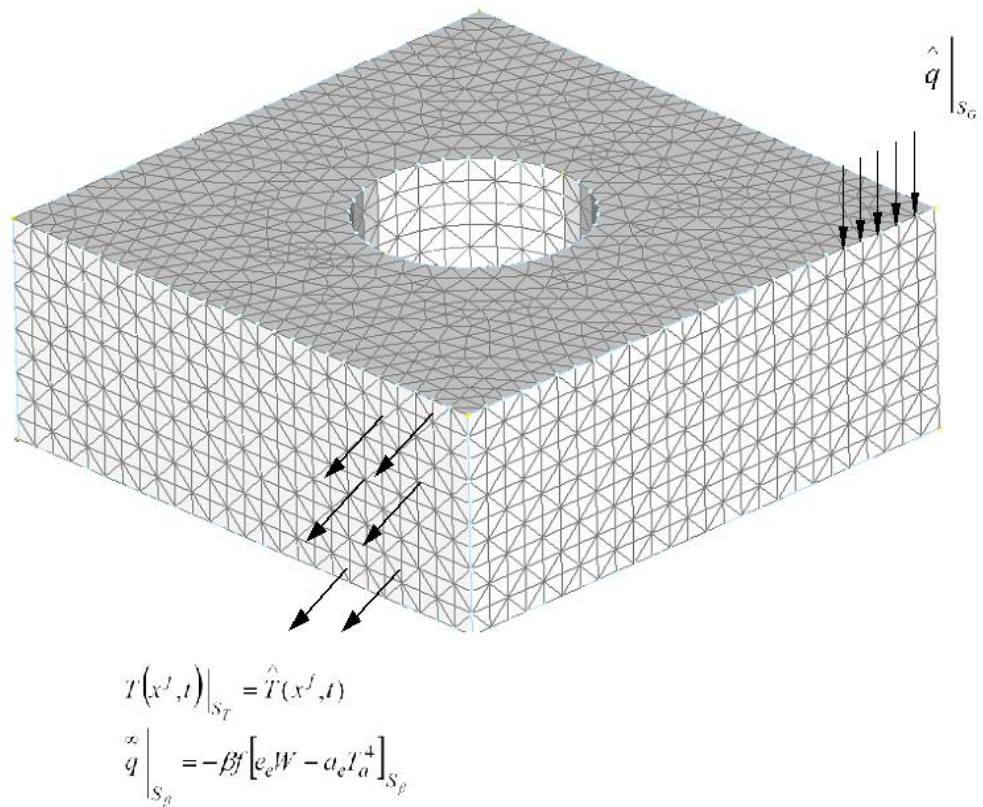


Рис. 2.7. Конечно-элементная модель четырехгранной обрабатываемой пластины с граничными условиями второго рода

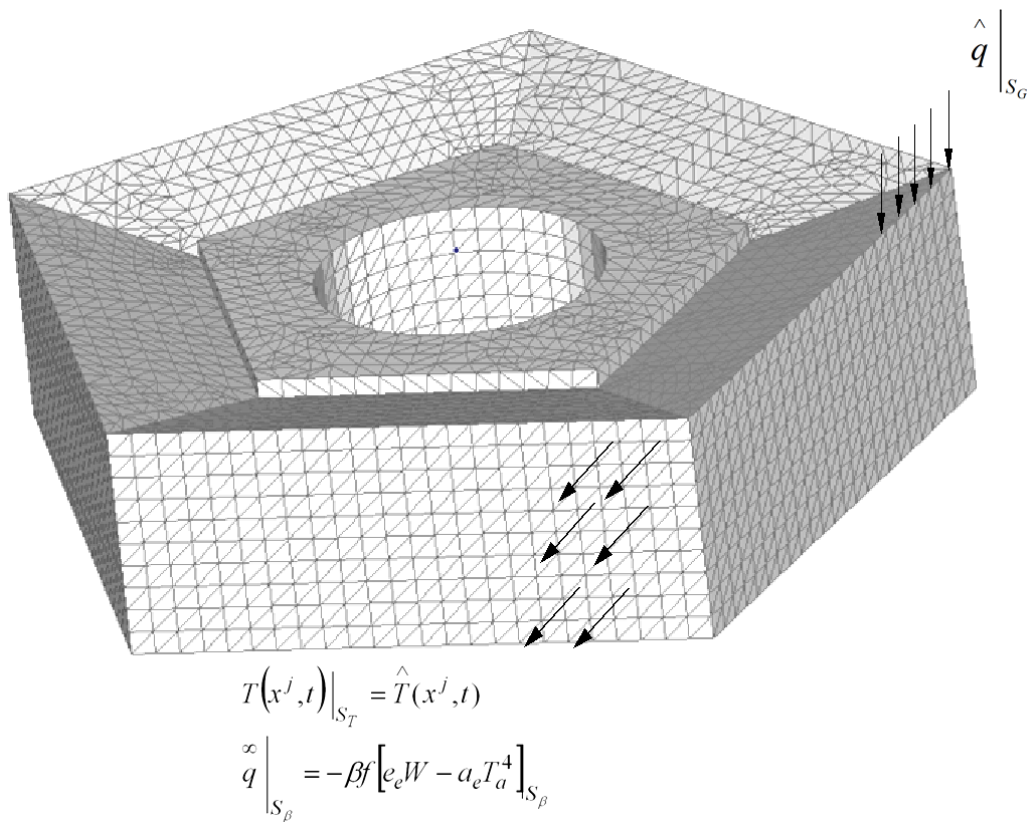


Рис. 2.8. Конечно-элементная модель пятигранной обрабатываемой пластины с граничными условиями второго рода

Для определения коэффициента теплопроводности λ твердых сплавов при помощи вычислительной программы MSC.Nastran значение данного коэффициента представлялось в виде функции $\lambda_{RM} = \lambda(T_{RM})$, где T_{RM} является температурой испытания материала. Необходимо также учесть изменение температуры, которое представляем в виде функции $F(T)$. Следовательно, текущее значение $\lambda(T) = \lambda_{RM} \cdot F(T)$. Для удобства расчета функции сохраняются в дискретном виде. Поэтому для промежуточных значений температуры применяем аппроксимирующую формулу. В MSC.Nastran используется линейная аппроксимация, текущее значение коэффициента теплопроводности представляется выражением:

$$\lambda(T) = \lambda_{RM} \cdot F(T) \approx \lambda_{RM} \cdot \left\{ F(T_{(k)}) + \frac{T - T_{(k)}}{T_{(k+1)} - T_{(k)}} [F(T_{(k+1)}) - F(T_{(k)})] \right\}, \quad (2.8)$$

где k – номер точки на графике $F(T)$.

Для сплавов ВК6, ВК10 и Т15К6 были определены функции (см. раздел 3.1) $\lambda(T) = \lambda_{RM} \cdot F(T)$ для различных температурных диапазонов.

Разработанная модель позволяет решать как прямую задачу – вычисление T_{max} и W при заданных условиях обработки, так и обратную задачу – вычисление требуемых (оптимальных) режимов обработки, обеспечивающих достижение заданных значений T_{max} на заданном расстоянии от поверхности (заданной глубине упрочненной зоны).

2.5 Методика микроиспытаний на трещиностойкость

Как показано в разделе 1.1, одной из главных причин преждевременного выхода из строя режущего твердосплавного инструмента является образование трещин и хрупких разрушений [1, 2]. Поэтому оценка механических свойств (прочности, пластичности и особенно

трещиностойкости) является обязательным условием при разработке как новых технологий получения твердых сплавов, так и новых упрочняющих технологий. Известно большое число работ по исследованию трещиностойкости покрытий на твердых сплавах (см. раздел 1.4.1). Однако, применительно к поверхностной обработке ВКИН такие сведения в литературе отсутствуют. Отсутствуют и универсальные и корректные методики испытаний на трещиностойкость твердых сплавов с покрытием или модифицированным слоем.

Применительно к стальному инструменту с поверхностным упрочненным слоем параметры трещиностойкости (коэффициент интенсивности напряжений K_{Ib} , ударная вязкость и ее составляющие) могут быть определены при ударных испытаниях образцов стандартных размеров со специальным надрезом по диаграммам динамического разрушения [74, 76, 79]. Для спеченных твердых сплавов такие испытания на практике крайне затруднены в связи со сложностью порезки образцов и большим их расходом (не менее 10 шт. на «точку» исследований). Поэтому перспективно использование методов микроиспытаний при локальном нагружении.

Для твердых и хрупких материалов локальная плоская деформация с образованием полудисковой трещины реализуется при вдавливании в поверхность образца острого индентора из более твердого материала, например, алмазной пирамиды Виккерса. В работах [79, 81, 82] для определения параметров трещиностойкости – коэффициента интенсивности напряжения K_{Ic} – использовано выражение, полученное для полудисковых радиальных трещин (глубокая трещина, которая проходит под отпечатком рис. 2.9, а):

$$K_{Ic} = \frac{F_c}{(\pi \cdot C)^{3/2} \cdot \text{tg}\beta} \quad (2.9)$$

где $C = a + l$ (см. рис. 2.9, а);

$2a$ – диагональ отпечатка;

$2\beta = 136^\circ$ – угол между противоположными гранями пирамиды Виккерса.

Однако последующими исследованиями изломов пластин с трещинами, полученных при статическом напряжении (доломе), показали, что в действительности трещины развиваются по другому механизму (рис. 2.9, б). Такие трещины называются трещинами Палмквиста. В этом случае абсолютные значения K_{Ic} рассчитывают по уравнению [100]

$$K_{Ic} = 0,0073H \cdot a^{0.5} \left(\frac{C}{a} - 1 \right)^{-0.34}, \quad (2.10)$$

где $C = a + l$ (см. рис. 2.9, б);

H – твёрдость материала, $HV = \frac{F_c}{(2a)^2}$.

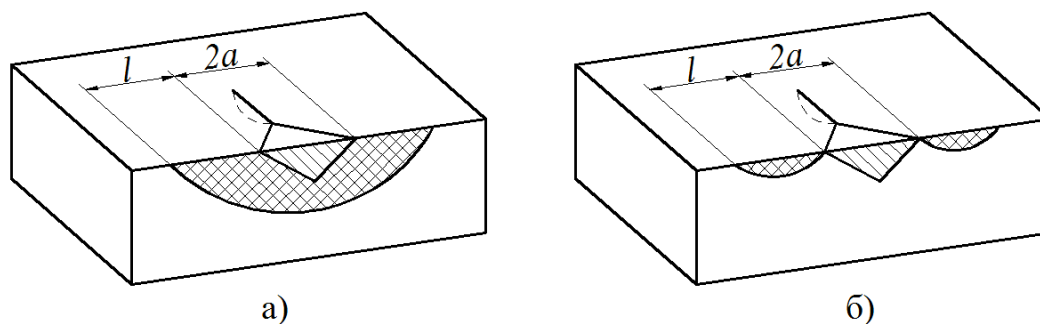


Рис. 2.9. Схема образования трещин при локальном нагружении пирамидой Виккерса: а – полудисковая трещина, б – трещина Палмквиста

Такой подход (выражение 2.10) использован в диссертационных исследованиях.

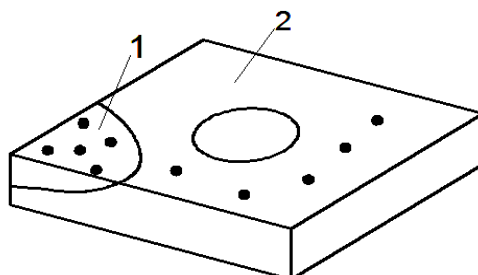


Рис. 2.10. Схема расположения модифицированной зоны на образцах из твердых сплавов для микроиспытаний на трещиностойкость (точками указаны места нагружения индентором): 1 – модифицированная зона; 2 – исходный металл

Плазменная обработка каждого сплава осуществлялась на двух наиболее оптимальных режимах – с расплавлением связки и без оплавления с превращениями в карбидах и связке. Модифицированная зона глубиной 2,5...3 мм и шириной до 10 мм располагалась на передней поверхности режущих пластин (рис. 2.10).

На каждой обработанной пластине выполнялось по 10 нагружений пирамидой Виккерса (стандартный твердомер Тп–7р-1) в модифицированной зоне и в исходном металле. Величина нагрузки на индентор ступенчато увеличивалась до появления трещин вокруг отпечатка (см. рис. 2.9). Регистрировалась нагрузка F_c , длина трещины l и диагональ отпечатка $2a$. При нагрузке F_c также определялась твердость $HV = \frac{F_c}{(2a)^2}$.

Такая методика локальных микроиспытаний отличается простотой и универсальностью. Испытания проводятся одновременно с замерами твердости HV на стандартных твердомерах. Влияние поверхностной обработки может быть оценено на одном образце (пластинке) любой формы и размеров путем последовательного многократного нагружения в упрочненной зоне и исходном металле (рис. 2.11). Установлена корреляция параметра K_{Ic} при индентировании со значениями, определенными стандартными методами, для широкого спектра твердых и хрупких материалов, в том числе инструментальных твердых сплавов [102]. В работе [139] для сплавов ВК с различным содержанием кобальта (4...20 %) при испытании вдавливанием индентора установлены те же особенности распространения трещины, что и при традиционно применяемых нагружениях статическим изгибом или сжатием.

Выводы к разделу 2

1. Исходными материалами для исследования являются одно- и двухкарбидные сплавы типов ТК и ВК. В исходном состоянии структура

сплавов ВК представляет собой свободные и контактирующие частицы вольфрама, погруженные в твердый раствор вольфрама и углерода в кобальте. Сплавы ТК в исходном состоянии (после спекания) имеют трехфазную структуру и состоят из овальных кристаллов $(Ti, W)C$, образующихся в результате диффузии и растворения W и C в TiC при спекании, зерен карбида WC граненной формы и связующей кобальтовой фазы.

2. Для определения оптимальных параметров плазменного модифицирования разработана математическая модель на основании решения дифференциального уравнения теплопроводности в нелинейной постановке, учитывающая теплофизические изменения свойств твердых сплавов от температуры.

3. Разработанная инженерная методика расчета оптимальных режимов, основанная на решении уравнения теплопроводности с использованием программного пакета MSC.Nastran позволяет решать как прямую задачу – вычисление T_{max} и W при заданных условиях обработки, так и обратную задачу – вычисление требуемых (оптимальных) режимов плазменной обработки (I, q, V) .

4. Разработанные методики металлографических и рентгеноструктурных исследований позволяют оценить степень упрочнения и природу структурных превращений инструментальных твердых сплавов.

5. Разработанная методика локальных микроиспытаний модифицированных сплавов на трещиностойкость позволяет оценить степень изменения коэффициента интенсивности напряжений в твердых сплавах до и после плазменной обработки.

РАЗДЕЛ 3

ВЫБОР ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ И ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

3.1 Математическое моделирование процессов распространения тепла при плазменном модифицировании твердосплавных пластин

Как отмечалось в разделе 1.4.2, ранее установлено, что при изменении эффективной тепловой мощности плазменного нагрева в пределах $20 \dots 150 \text{ кВт/см}^2$ возможна обработка режущих кромок пластин различными способами, что значительно отражается на эксплуатационных характеристиках обрабатываемого материала. Так возможны следующие варианты обработки: с полным поверхностным расплавлением композиции, частичным расплавлением (только связующей фазы), без расплавления с превращениями в карбидах и связке или превращениями только в связке.

Разница в режимах, которая обеспечивает обработку по одному из выше перечисленных способов, может быть не велика, поэтому на этапе проектирования технологического процесса важной задачей является выбор оптимальных значений тока, напряжения, скорости обработки. Дополнительным фактором, затрудняющим предварительный расчет тепловых полей, является наличие в составе сплава твердых фаз (металлических и неметаллических) расположенных случайным образом и обладающих различными тепло-физическими свойствами.

По методике, приведенной в разделе 2.4, выполнено моделирование процессов распространения тепла при плазменном нагреве твердосплавных пластин [144]. Согласно разработанной методике, моделирование процесса плазменного модифицирования твердосплавных пластин состоит из следующих этапов:

1. В зависимости от геометрических параметров обрабатываемой пластины строится модель, состоящая из набора единичных элементов, чаще всего «восьмиузловых» (см. рис. 2.6).

2. В зависимости от марки твердого сплава задаются его теплофизические свойства.

3. Определяются граничные условия (в данном случае характер теплообмена на гранях построенной модели).

4. Задаются тепловые нагрузки на построенную модель (максимальная плотность теплового потока q_{max} , закон распределения теплового потока).

На поверхности (тела, объема, жидкости) предельные условия (ГУ):

- по температуре поверхности (ее части S_T)

$$T(x^j, t) \Big|_{S_T} = \hat{T}(x^j, t). \quad (3.1)$$

- по тепловому потоку (в направлении внешней нормали \vec{v} к поверхности)

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial v} \Big|_{S_G} = \hat{q} \Big|_{S_q} + \overset{\infty}{q} \Big|_{S_\alpha} + \overset{\cup}{q} \Big|_{S_\beta}, \quad (3.2)$$

где $\hat{q} = q(x^j, t)$ – известен поток тепла через границу S_q . Для конвекционной составляющей теплового потока через поверхность в MSC.Nastran используют нелинейную зависимость:

$$\overset{\infty}{q} \Big|_{S_\alpha} = -\alpha \left(T^\mu - T_\infty^\mu \right) \Big|_{S_\alpha} = -\alpha \tilde{Q} \Big|_{S_\alpha}, \text{ где } \tilde{Q} = \left(T^\mu - T_\infty^\mu \right). \quad (3.3)$$

а для лучевой составляющей теплового потока - выражение

$$\overset{\infty}{q} \Big|_{S_\beta} = -\beta \left[e_e (T + T_{abs})^4 - a_e T_a^4 \right] \Big|_{S_\beta} = -\beta f \left[e_e W - a_e T_a^4 \right] \Big|_{S_\beta}, \quad (3.4)$$

где $W = (T + T_{abs})^4$.

Обозначено: $\lambda, c_p, \alpha, \beta$ – коэффициенты теплопроводности (Вт/м град),

теплоемкости (Дж/(кг град)), конвекционной теплоотдачи (Вт/(м² град)) и постоянная Стефана-Больцмана (Вт/(м² град⁴)) соответственно; $\bar{\rho}$ – плотность материала тела (кг/м³); $\hat{\omega}$ – мощность внутреннего источника (или стока) тепла; поверхность из ГУ $S_G = S_q \cup S_a \cup S_\beta \cup S_T$; $T = T(x^j, t)$ – температура; t – время; $\hat{T}_\infty = \hat{T}(x^j, t)$ – температура среды около поверхности S_a с конвекционным теплообменом; T_{abs} – смещение расчетной температуры T от абсолютного нуля; $\hat{T}_a = \hat{T}_a(\vec{x}, t)$ абсолютная температура тела, с которым рассматриваемое тело (объем, жидкость) имеет лучевой теплообмен через поверхность S_β ; $0 \leq \mu \leq 1$ – показатель зависимостей степеней; $0 \leq e_e \leq 1$ та $0 \leq a_e \leq 1$ – коэффициенты излучения поверхностью источника и возможности поверхности тела к поглощению соответственно; фактор освещенности поверхности (S_β) и тела лучевым источником с поверхности f_j вычисляется по формуле $f_{i-j} = \frac{I}{(S_\beta)_i} \int_{(S_\beta)_i} \int_{S_j} \frac{\cos \Theta_i \cos \Theta_j}{\pi r^2} d(S_\beta)_i dS_j$. Значок „^” над переменной указывает на то, что ее величина задается [97].

Так же нам следует учесть еще и тот факт, что пластина изготовлена из твердого сплава, получаемого спеканием различных элементов, теплопроводность которых отличается друг от друга. Для этого представим λ_{RM} как $\lambda_{эКв}$, которое определяем по формуле [103]:

$$\lambda_{эКв} = \lambda_1 P_1 \cdot \lambda_2 P_2 \cdot \lambda_m P_m = \prod_{I=1}^m \lambda_I^{P_I}, \quad (3.5)$$

где λ_i – коэффициент теплопроводности отдельного элемента (карбидов, связки);

P_i – относительная объемная концентрация элемента (карбидов, связки) ($\sum_{i=1}^m P_i = 1$).

Также вводится функция температуры $F(T)$. Следовательно, текущее значение $\lambda(T) = \lambda_{эКв} \cdot F(T)$. Но все функции в FEMAP сохраняются в табличном (дискретном) виде. Поэтому для промежуточных значений температуры

должна применяться аппроксимационная формула. В MSC.Nastran используется линейная аппроксимация, потому текущее значение:

$$\lambda(T) = \lambda_{экр} \cdot F(T) \approx \lambda_{экр} \cdot \left\{ F(T_{(k)}) + \frac{T - T_{(k)}}{T_{(k+1)} - T_{(k)}} [F(T_{(k+1)}) - F(T_{(k)})] \right\}, \quad (3.6)$$

где k – номер точки на графике $F(T)$.

Поскольку в различных литературных источниках экспериментальные данные коэффициентов теплопроводности отличаются друг от друга и представлены в виде таблиц, имеет смысл представить значения теплофизических коэффициентов в виде функций, определяемых аппроксимацией. Для сплавов ВК6, ВК10 и Т15К6 были определены функции $\lambda(T) = \lambda_{экр} \cdot F(T)$ для различных температурных диапазонов. Графики $\lambda = F(T)$ приведены на рис. 3.1.

Для твердого сплава ВК6 теплопроводность аппроксимируется функцией:

$$\begin{aligned} \lambda &= 0,0006x^3 + 0,004x^2 - 1,24x + 242,6 \Big|_{T=20..620 \text{ } ^\circ\text{C}} \\ &= 1691x^{-0,28} \Big|_{T=620..980 \text{ } ^\circ\text{C}} \\ &= -0,078x + 324,2 \Big|_{T=980..1220 \text{ } ^\circ\text{C}} \\ &= -0,000x^2 + 1,143x - 621,0 \Big|_{T=1220..1820 \text{ } ^\circ\text{C}} \end{aligned}$$

ВК10:

$$\lambda = 0,0001x^2 - 0,691x + 248,0 \Big|_{T=20..980 \text{ } ^\circ\text{C}}$$

Т15К6:

$$\begin{aligned} \lambda &= 0,007x^2 - 1,663x + 144,6 \Big|_{T=20..220 \text{ } ^\circ\text{C}} \\ &= -0,003x^2 - 2,797x + 579,3 \Big|_{T=220..980 \text{ } ^\circ\text{C}} \end{aligned}$$

Производится расчет построенной модели. Результаты расчета представляются в виде графиков распределения тепловых полей и таблиц с численными значениями температуры и скорости охлаждения.

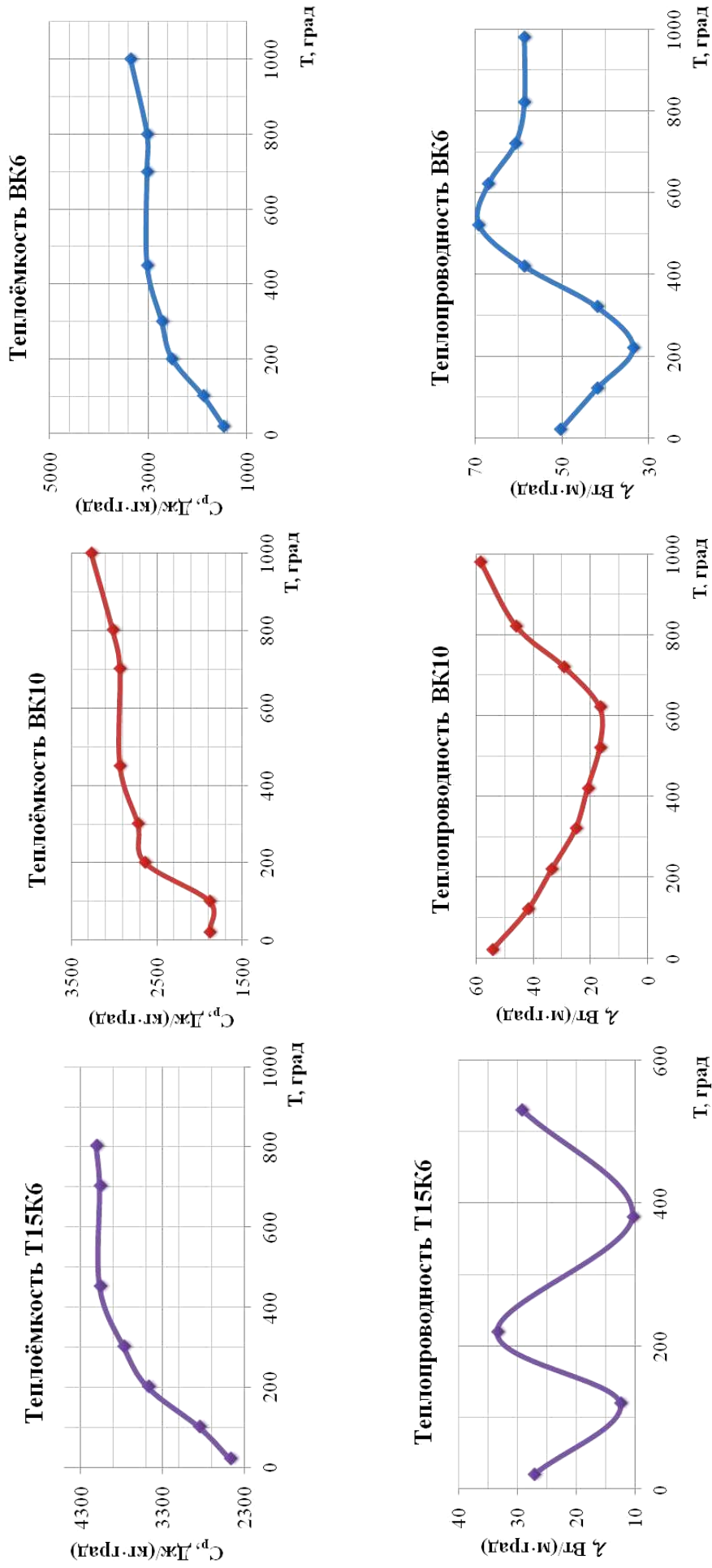


Рис. 3.1 – Изменения теплофизических свойств твердых сплавов с изменением температуры

Таблица 3.1

Изменение максимальной температуры нагрева T и скорости охлаждения W по толщине модифицированного слоя при плазменной обработке пластин из сплава ВК15

Расстояние от поверхности z , мм	T , °C	W , 10^6 °C/с
0,25	1520	1,18
0,5	1497	1,07
0,75	1434	1,02
1,00	1403	0,93
1,25	1372	0,87
1,5	1312	0,85
1,75	1244	0,79
2,0	1095	0,74
2,25	987	0,68
2,5	842	0,63
2,75	785	0,6
3	674	0,6

В таблице 3.2 в качестве примера приведены режимы плазменной обработки пластин из сплава ВК6.

Таблица 3.2

**Оптимальные режимы плазменной обработки
твердосплавных пластин**

Тип пластины	Толщина пластины	Ток, I , А	V , м/час
ромбическая	3	320	18
	5	360	16
квадратная	3	320	17
	5	350	15
треугольная	3	310	19
	5	340	18
пятигранная	3	330	17
	5	360	15

На рис. 3.2 показан, в качестве примера, характер распределения температуры в пластинах.

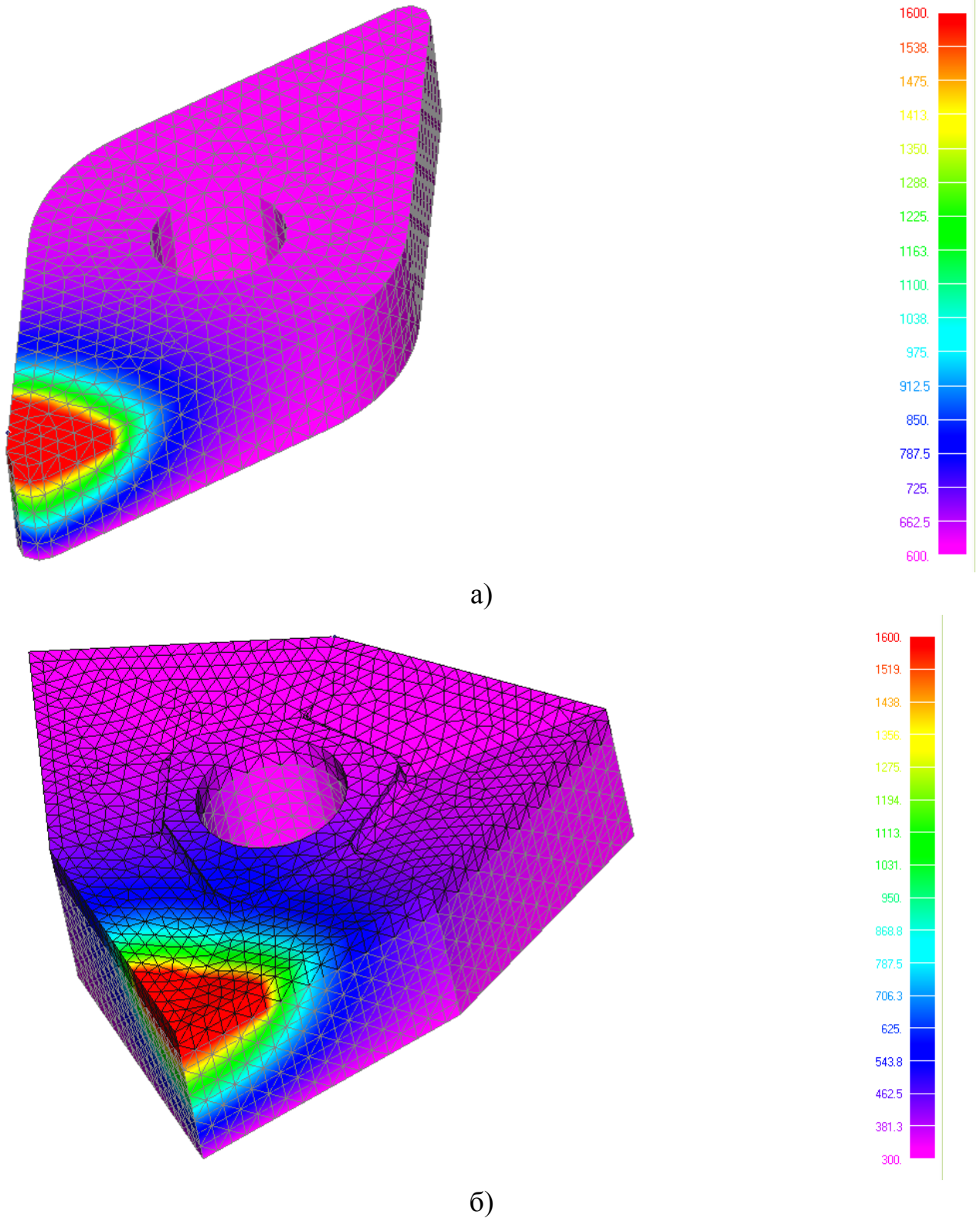
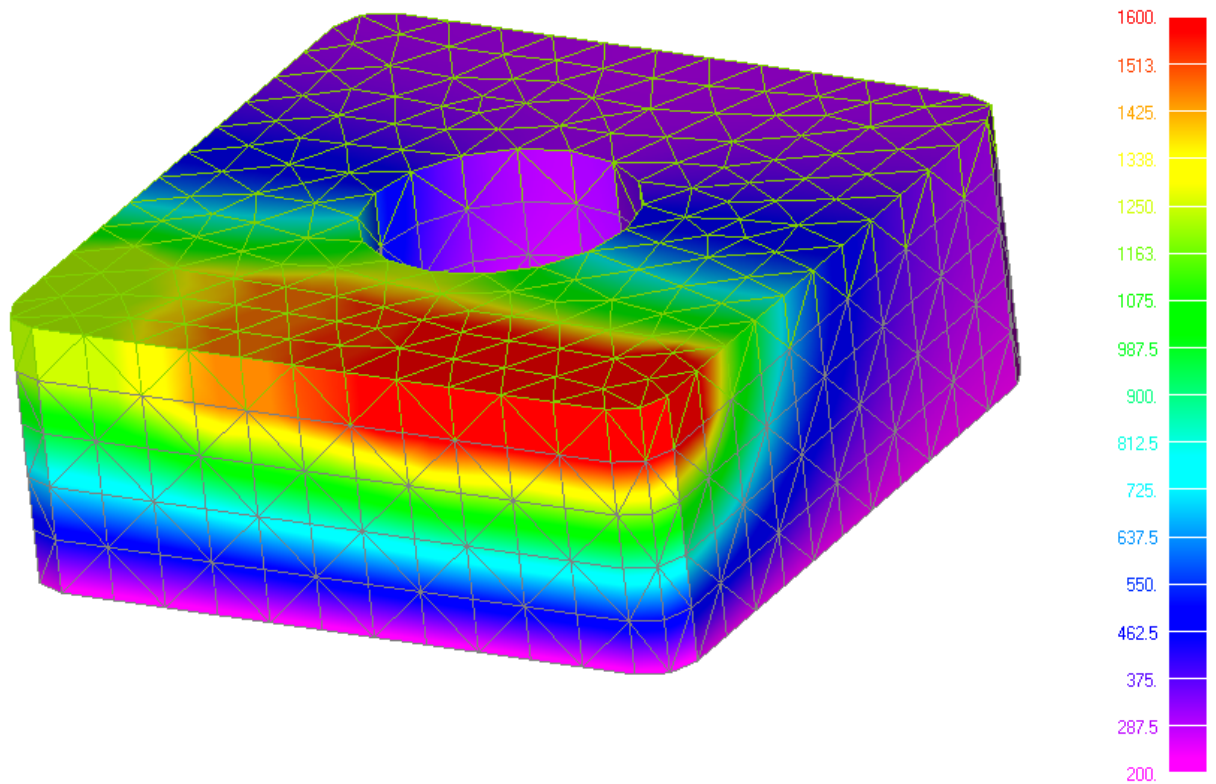
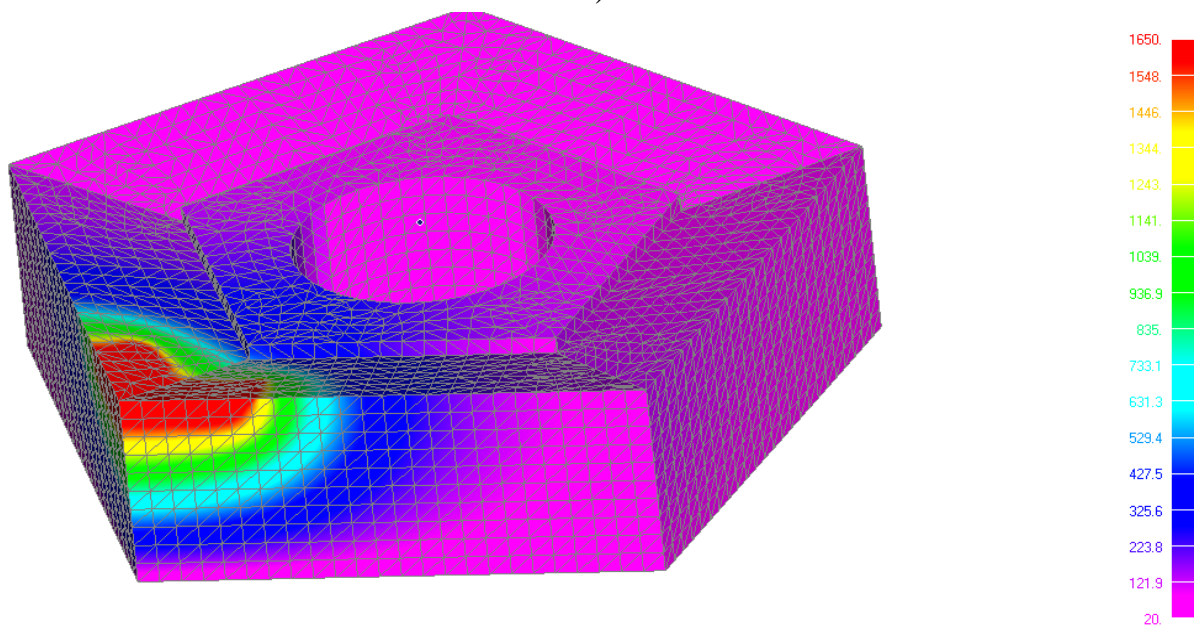


Рис. 3.2. Распределение тепловых полей при воздействии плазменного источника нагрева на ромбическую (а) и трехгранную (б) пластины из сплава ВК15 в момент времени t_i (обработка по передней поверхности вдоль режущей кромки)



в)



в)

Рис. 3.2. (продолжение) Распределение тепловых полей при воздействии плазменного источника нагрева на четырехгранную (в) и пятигранную пластины (г) из сплава ВК15 в момент времени t_i (обработка по передней поверхности вдоль режущей кромки)

Таким образом, разработана математическая модель выбора оптимальных режимов плазменного поверхностного модифицирования

инструмента из твердых сплавов, позволяющая с использованием известного программного обеспечения на основании метода конечных элементов, получать решение дифференциального уравнения теплопроводности в нелинейной постановке с учётом зависимости теплофизических свойств компонентов от температуры, режимов обработки и типоразмеров твердосплавных объектов.

3.2 Исследование структуры, фазового состава и параметров кристаллического строения модифицированного слоя

Исследования по выбору оптимальных режимов плазменной обработки твердосплавного инструмента выполнялись на режущих пластинах, резцах с напаянными пластинами и неперетачиваемых пластинах для резцов с механическим креплением из твердых сплавов систем WC-Co (типа ВК) и WC-TiC-Co (типа ТК) с различным содержанием карбидов и связующей фазы. Состав и исходная твердость исследованных сплавов приведены в таблице 3.3.

На образцах после приготовления шлифов по методике, описанной в разделе 2.3, выполнялись замеры твердости по Виккерсу, металлографические исследования на оптическом микроскопе «Неофот -21» и растровом электронном микроскопе РЭМ-100У.

Исследования показали [143], что структура сплавов ВК в исходном состоянии представляет собой свободные и контактирующие частицы карбидов вольфрама, погруженные в твердый раствор вольфрама и углерода в кобальте (рис. 3.3, а-г). Сплавы ТК в исходном состоянии (после спекания) имеют трехфазную структуру и состоят из овальных кристаллов сложных карбидов (Ti, W)C, образующихся в результате диффузии и растворения W и C в TiC при спекании, зерен карбида WC граненной формы и связующей кобальтовой фазы (рис. 3.3, д, е). С увеличением содержания связующей фазы исходная твердость сплавов ВК и ТК снижается (табл. 3.3).

Значения твердости, полученные при различных технологических вариантах плазменного модифицирования, также приведены в таблице 3.3.

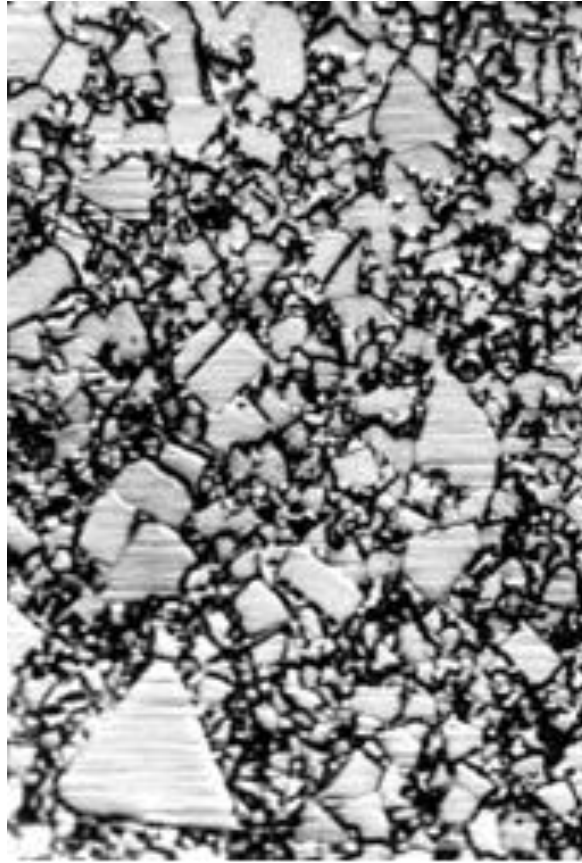
Таблица 3.3

Твердость исследованных сплавов в исходном и модифицированном состояниях

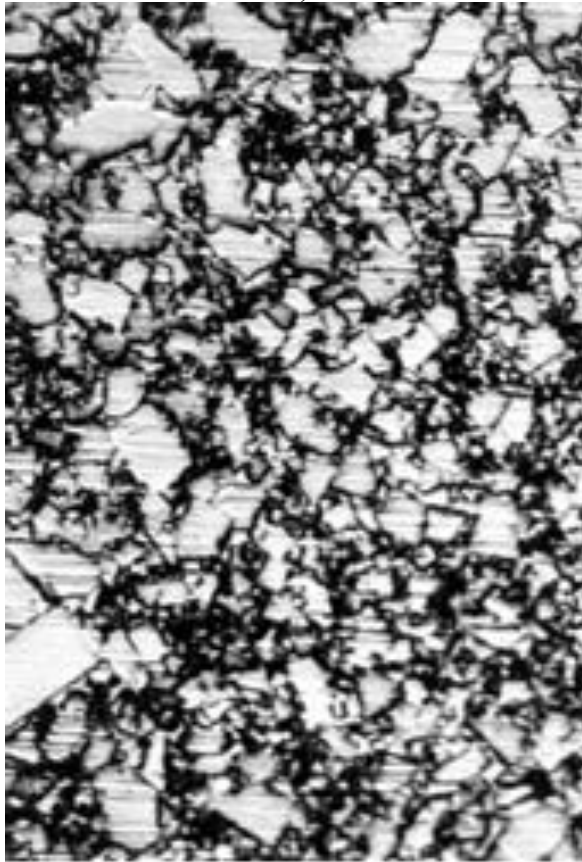
Марка сплава	Исходная твердость HV	Твердость HV после плазменной обработки				Максимальная степень упрочнения
		с полным расплавлением композиции	с частичным расплавлением (Со-фазы)	с превращениями в карбидах и связке	с превращениями в связке	
ВК4	1420-1470	1530-1675	1570-1590	1680-1725	1420-1470	1,21
ВК6	1380-1445	1515-1635	1550-1565	1645-1695	1380-1445	1,23
ВК8	1405-1450	1515-1670	1520-1545	1590-1620	1405-1450	1,15
ВК15	1290-1320	1530-1640	1400-1440	1535-1575	1290-1320	1,22
Г5К10	1420-1475	1600-1685	1580-1610	1660-1700	1420-1475	1,19
Г15К6	1455-1500	1600-1685	1600-1625	1705-1725	1455-1500	1,18

При плазменной обработке с полным расплавлением композиции происходит интенсивное образование пор и сетки микротрещин, связанное с выгоранием связки и сверхбыстрой (со скоростью порядка 10^5 °C/с) кристаллизацией расплавленной смеси [79-82]. Стойкость инструмента при такой обработке, несмотря на увеличение твердости, не повышается из-за хрупкости упрочненной режущей кромки. Следует также отметить значительный разброс значений твердости в оплавленной зоне, а также, в отличие от исходного состояния, отсутствие зависимости твердости от содержания связки в сплавах (табл. 3.3).

Плазменный нагрев с частичным расплавлением (только связующей фазы) также приводит к образованию пор и микротрещин на поверхности. Однако в этом случае они более мелкие и их значительно меньше, чем при обработке с полным расплавлением.

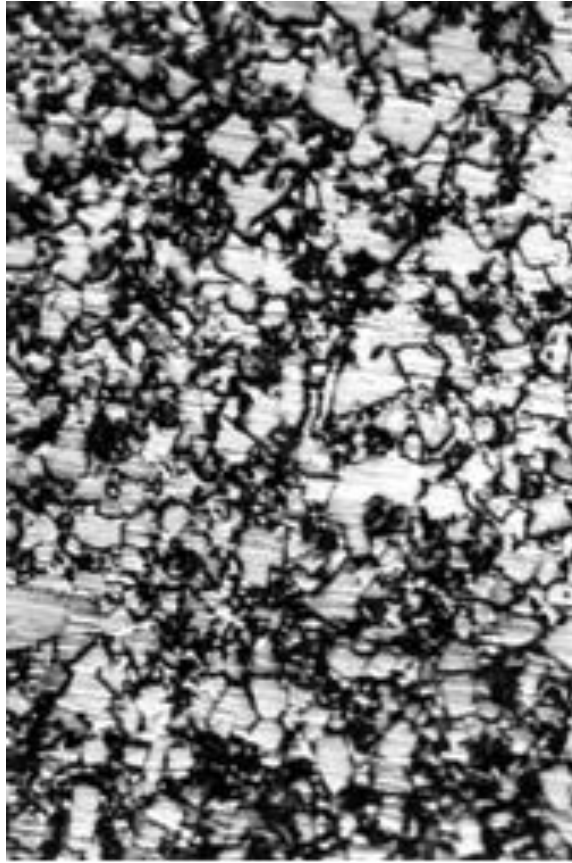


а)

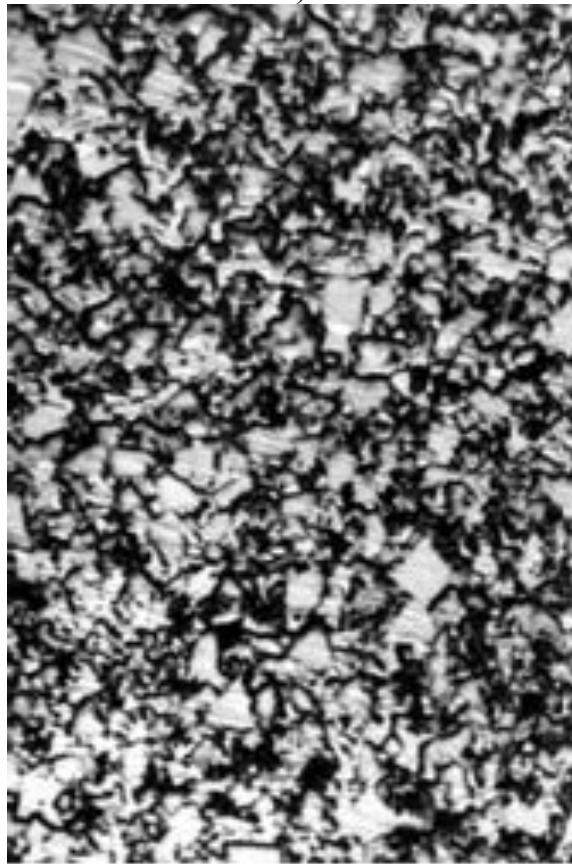


б)

Рис. 3.3. Микроструктура твердых сплавов в исходном состоянии: а – BK4; б – BK6; $\times 2500$

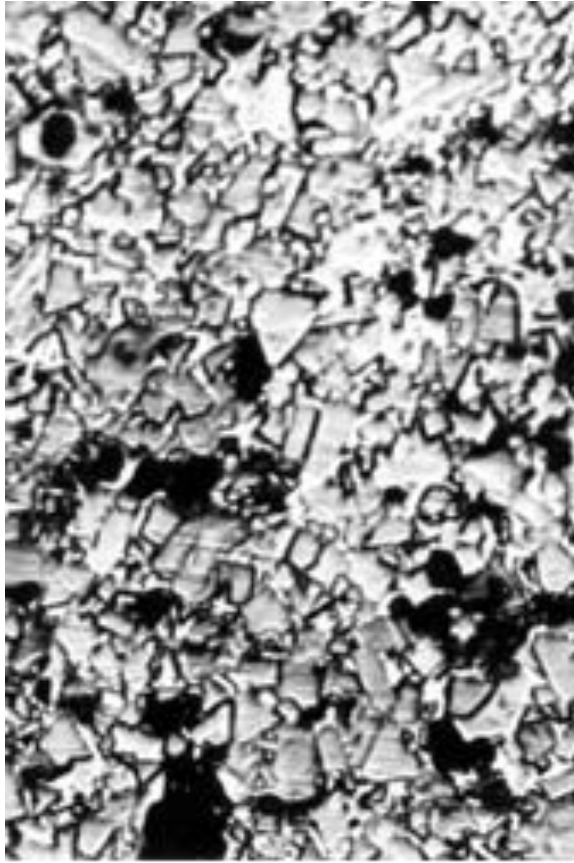


в)

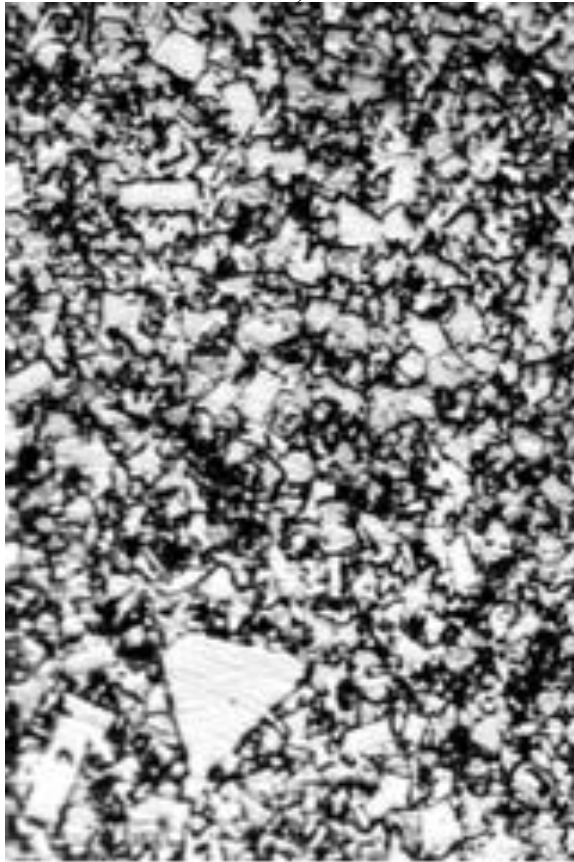


г)

Рис. 3.3. (продолжение) Микроструктура твердых сплавов в исходном состоянии: в – ВК8; г – ВК15; $\times 2500$



д)



е)

Рис. 3.3. (продолжение) Микроструктура твердых сплавов в исходном состоянии: д – Т5К10; е – Т15К6; $\times 2500$

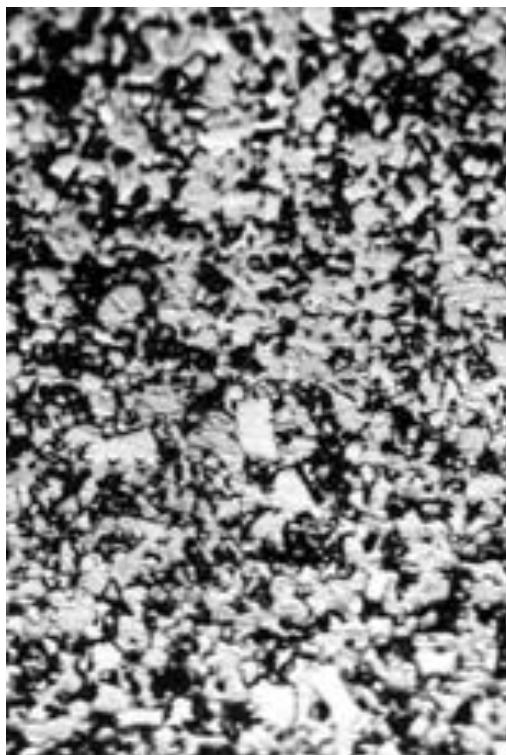
Наиболее высокие значения твердости исследованных сплавов достигаются при плазменной обработке без расплавления связки – при нагреве до температур порядка 1300-1495 °С [79-82, 143]. В этом случае основным процессом, определяющим структуру и свойства модифицированной зоны, является контактное плавление межфазных границ «карбид-связка». Как показано в работе [83], оно может происходить при температурах на сотни градусов ниже температур плавления фаз и не связано с предшествующей диффузией компонентов.

Появление тонких прослоек жидкой фазы на межфазных границах при нагреве спеченных твердых сплавов до высоких температур определяется условиями взаимодействия карбидов и связки – отношением поверхностных энергий γ_k / γ_c (смачиваемостью карбидов жидкой связующей фазы) и растворимостью карбидов в связке.

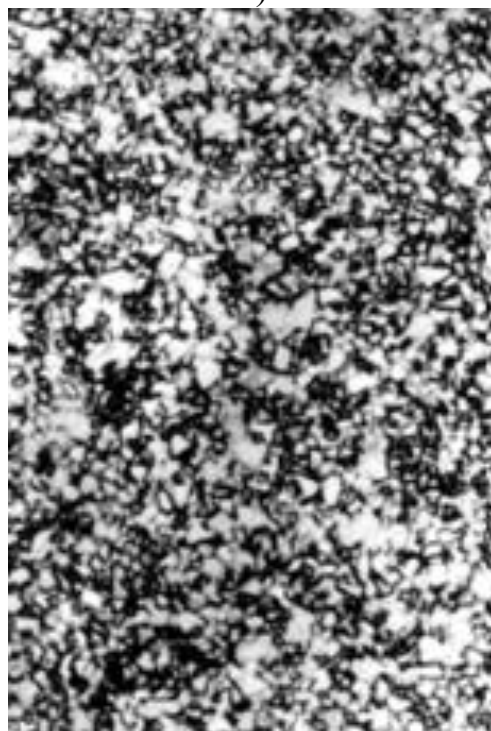
Для сплавов WC-Co контактное плавление межфазных границ в условиях хорошей смачиваемости компонентов (угол смачиваемости $\theta \approx 0^\circ$) способствует разделению плотных групп карбидов на мелкие частицы-монокристаллы и является, таким образом, одним из факторов повышения дисперсности структуры при упрочнении. В условиях высокоскоростного нагрева и крайне малой длительности выдержки в нагретом состоянии одновременно с процессом перегруппировки не происходит рост частиц карбидов как по механизму перекристаллизации через связку (растворение-осаждение), так и по механизму коалесценции.

Степень превращения в карбидах в условиях контактного плавления неодинакова и зависит от их размеров. Окончательная структура сплавов системы WC-Co после плазменного модифицирования (рис. 3.4, а-г) формируется в неравновесных условиях высокоскоростного охлаждения. Происходит распад пересыщенного твердого раствора W и C в Co с выделением дисперсных вторичных карбидов. Наряду с измельчением карбидной фазы положительное влияние на свойства упрочненных сплавов

оказывает и изменение формы зерен – исходные прямоугольные очертания нарушаются, зерна приобретают неправильную форму и «рыхлые» края.

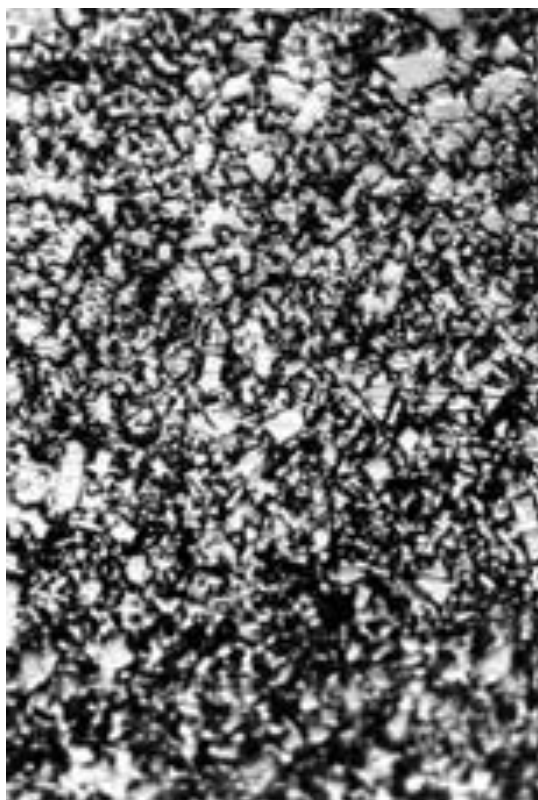


а)

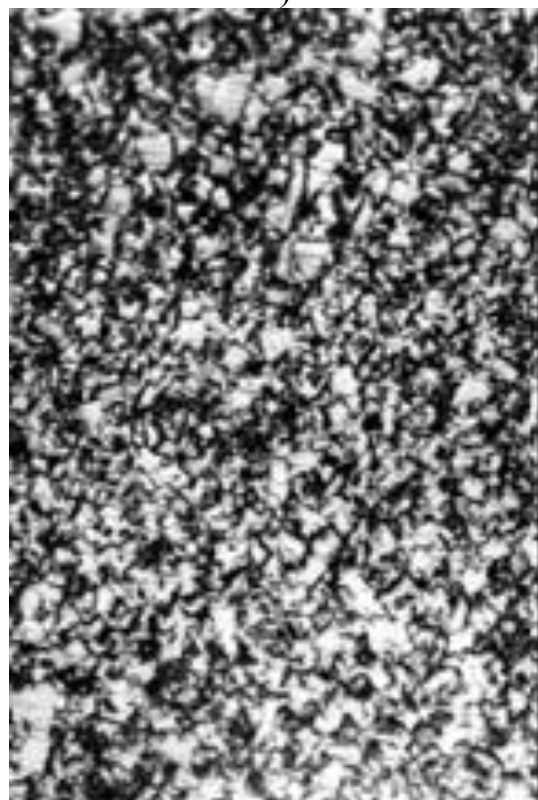


б)

Рис. 3.4. Микроструктура твердых сплавов после плазменного модифицирования без расплавления с превращениями в карбидной связке:
а – ВК4; б – ВК6; $\times 2500$

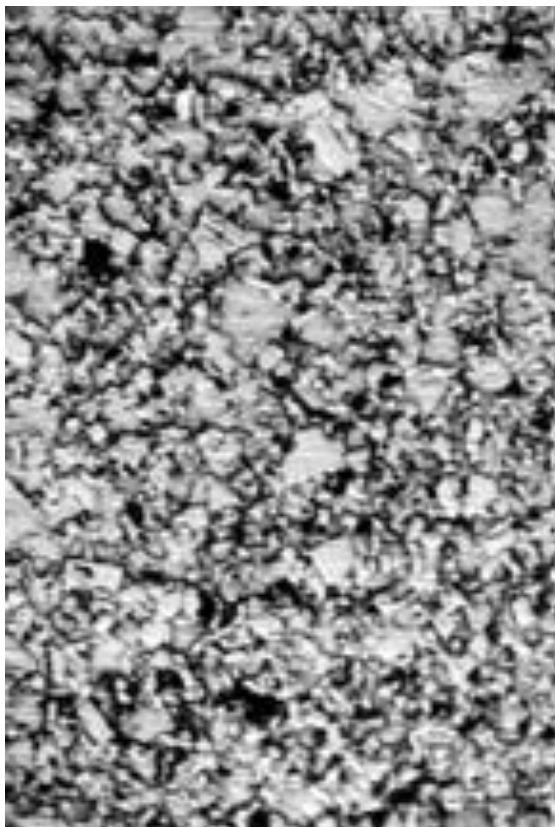


в)

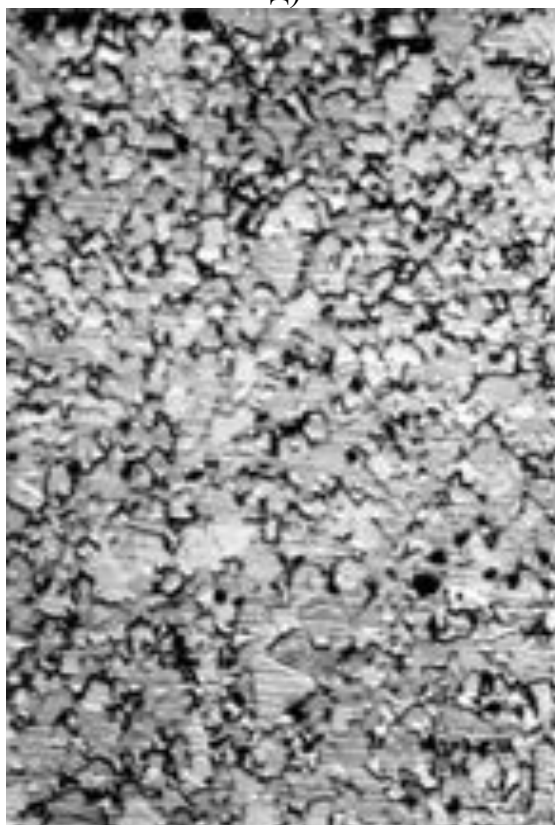


г)

Рис. 3.4. (продолжение) Микроструктура твердых сплавов после плазменного модифицирования без расплавления с превращениями в карбидной связке: в – ВК8; г – ВК15; $\times 2500$



д)



е)

Рис. 3.4. (продолжение) Микроструктура твердых сплавов после плазменного модифицирования без расплавления с превращениями в карбидной связке: д – Т5К10; е – Т15К6; $\times 2500$

При плазменной обработке сплавов системы WC-TiC-Co без расплавления поверхности твёрдость также значительно повышается (табл. 3.3). Эти сплавы характеризуются неполной смачиваемостью компонентов ($\theta > 0^\circ$) в условиях контактного плавления, что не позволяет в полной мере реализовать дисперсное упрочнение связки. Повышение твёрдости сплавов ТК после плазменного воздействия связано с измельчением зёрен (рис. 3.4, д, е) и упрочнением связки при насыщении её вольфрамом и углеродом в результате диффузии и распада пересыщенного твёрдого раствора (W,Ti)C. Плазменное модифицирование без расплавления с превращениями только в Co-фазе (нагрев до температуры ниже 1200 °C), как один из возможных вариантов обработки твердых сплавов, не приводит к заметному повышению твердости (табл. 3.3) и изменениям структуры. Ввиду кратковременности воздействия карбидные зерна и межфазные границы сохраняются неизменными.

Таким образом, повышение твердости спеченных твердых сплавов при плазменном модифицировании на оптимальных режимах обусловлено действием твердорастворного и дисперсионного механизмов упрочнения связующей фазы, повышением степени дисперсности карбидной фазы и, как следствие, зернограничного упрочнения композиции при увеличении удельной поверхности межфазных границ «карбид-карбид» и «карбид-связка» [79-82, 143, 144].

Реализация того или иного варианта плазменного модифицирования твердых сплавов осуществляется выбором соответствующего режима плазменного нагрева, определяемого расчетным путем с последующей обязательной практической отработкой (см. табл. 3.2, разд. 3.1). Основными регулируемыми параметрами режима являются мощность плазменной струи $Q=I \cdot U$ (где I – ток плазменной струи, U - напряжение) и скорость обработки. В качестве примера на рис. 3.5 показана зависимость твердости от скорости обработки [143, 144]. Эта зависимость имеет сложный характер, однако для сплавов обеих систем установлено, что с увеличением содержания связки

область оптимальных режимов сдвигается в сторону увеличения скорости обработки (при постоянной мощности) или уменьшения мощности (при постоянной скорости обработки).

HV

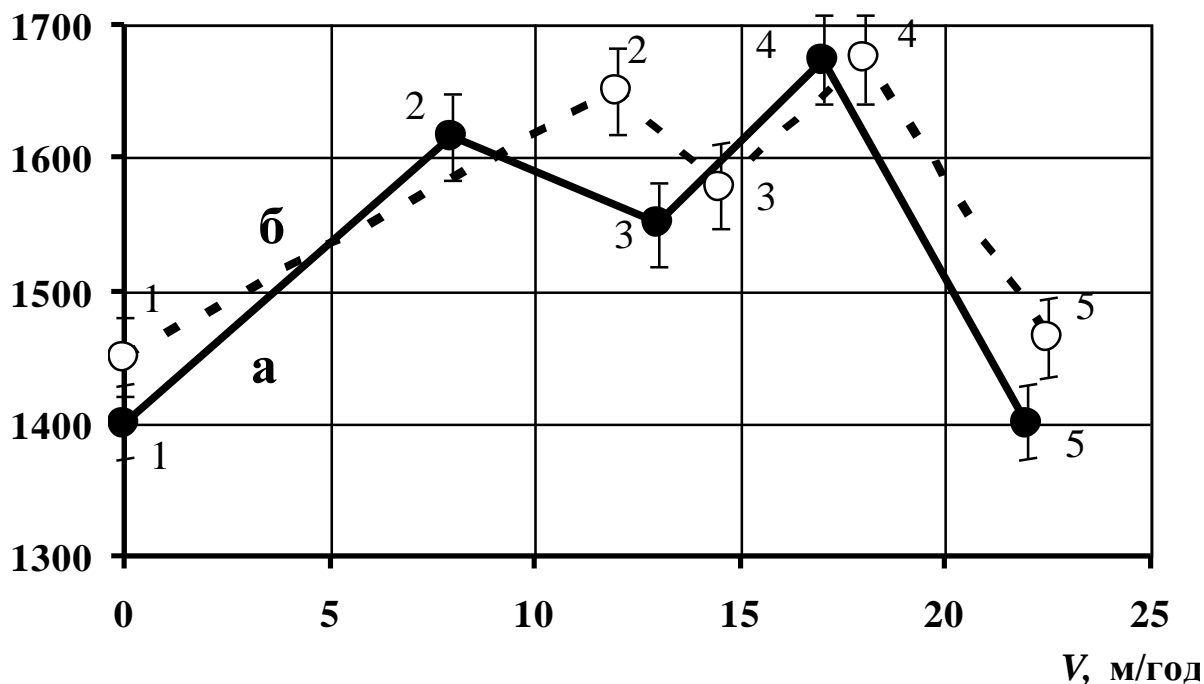


Рис. 3.5. Влияние скорости плазменной обработки (при $Q = 27$ кВт) на твердость сплавов: а- ВК6; б – Т5К10; точки на графиках: 1 – исходное состояние; 2 – обработка с полным расплавлением; 3 – обработка с расплавлением связки; 4 – обработка с превращением в карбидах и связке; 5 – обработка с превращениями в связке

Максимальная степень упрочнения исследованных сплавов ВК (при обработке с превращениями в карбидах и связке) связана с содержанием кобальта по линейной убывающей зависимости, в то время, как для исходного состояния такая зависимость носит сложный характер (рис. 3.6): в пределах увеличения содержания кобальта от 4% до 8% твердость незначительно возрастает, а в интервале 8% - 15% - твердость снижается. Для сплавов ТК твердость и максимальная степень упрочнения от содержания связки не зависят (см. табл. 3.2) [143, 144].

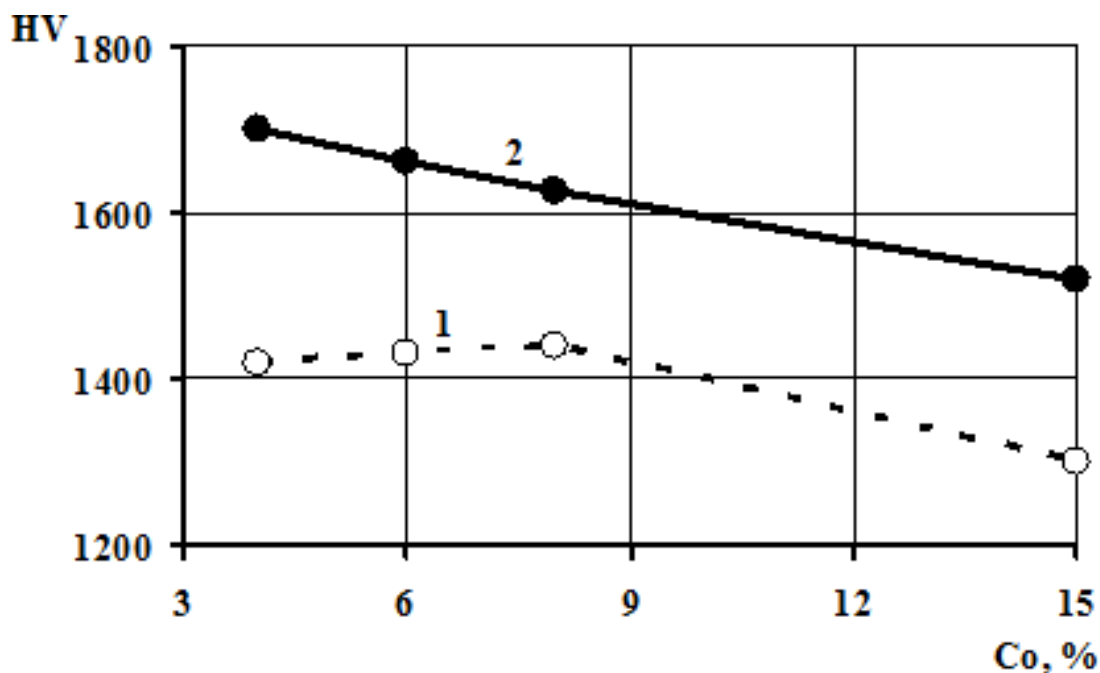


Рис. 3.6. Влияние содержания кобальта на твердость сплавов WC-Co: 1 – исходное состояние; 2 – после плазменного модифицирования с превращением в карбидах и связке

Влияние режима плазменного нагрева на характер изменения структуры ряда сплавов показано на рис. 3.7, 3.8.

Положительной особенностью плазменного модифицирования твердосплавного инструмента в отличие от лазерного являются большие размеры модифицированной зоны – глубина до 2 мм и ширина до 10 мм [143, 144], что позволяет использовать инструмент при нескольких переточках. Структура модифицированной зоны по мере удаления от места нагрева плавно переходит к исходной – глубина промежуточной зоны составляет 0,3...0,6 мм в зависимости от марки сплава и режима обработки.

Металлографический анализ полностью подтвердил корректность разработанной выше модели выбора оптимальных режимов. Исследования показали, что структура твердых сплавов по глубине модифицированной зоны неоднородна. Характер изменения структуры в разных точках поверхностного слоя можно проследить на примере случая обработки с частичным расплавлением (рис. 3.9). Непосредственно у поверхности

расположена зона расплавления, выгорания связки и оплавления карбидов – глубиной до 0,5 мм (рис. 3.9, а).

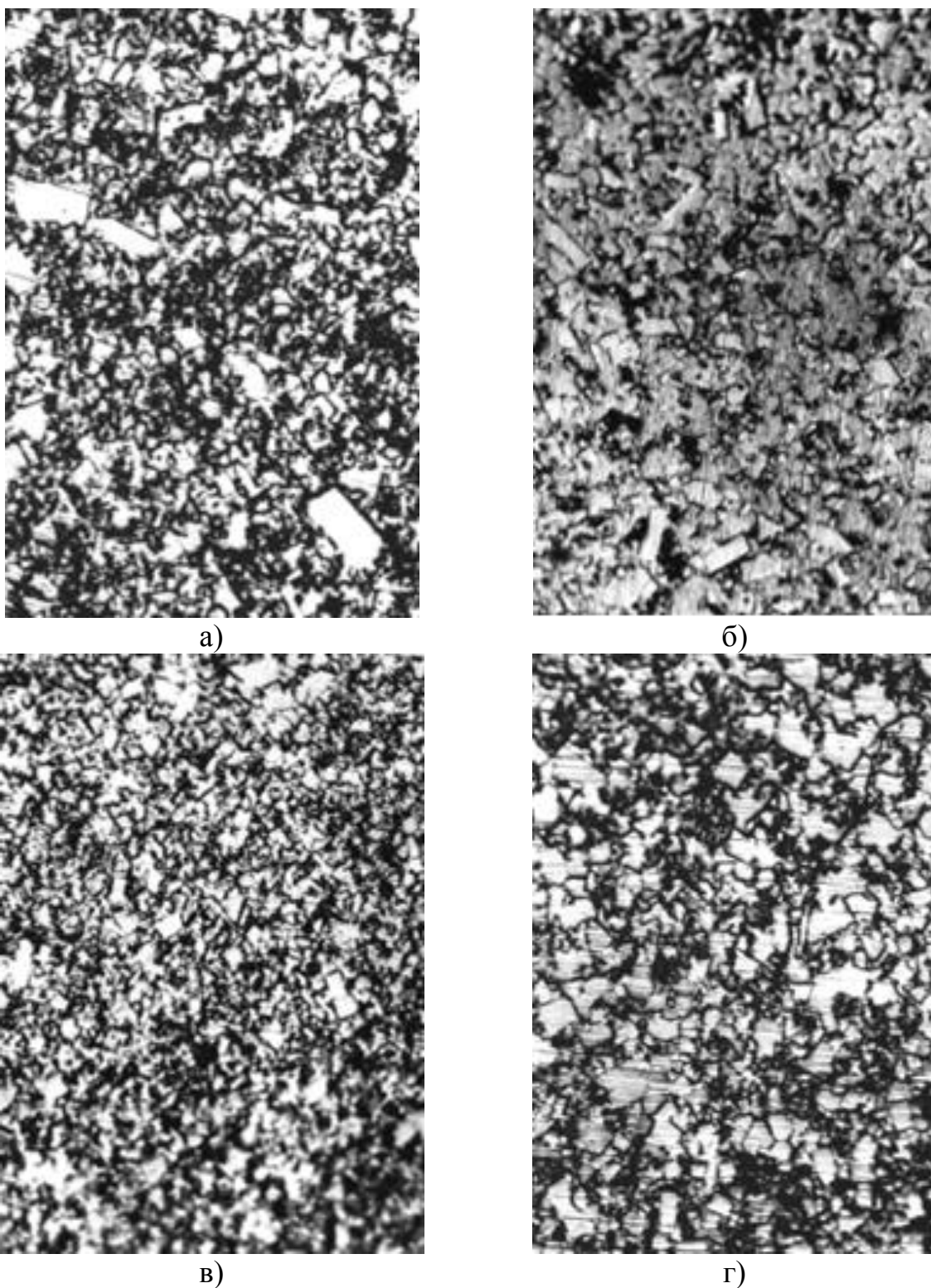


Рис. 3.7. Характер изменения структуры сплава ВК8 при изменении скорости обработки v при мощности плазменной струи $Q = 27$ кВт: а – исходное состояние; б – $v = 14$ м/ч в – $v = 18$ м/ч; г – $v = 23$ м/ч;

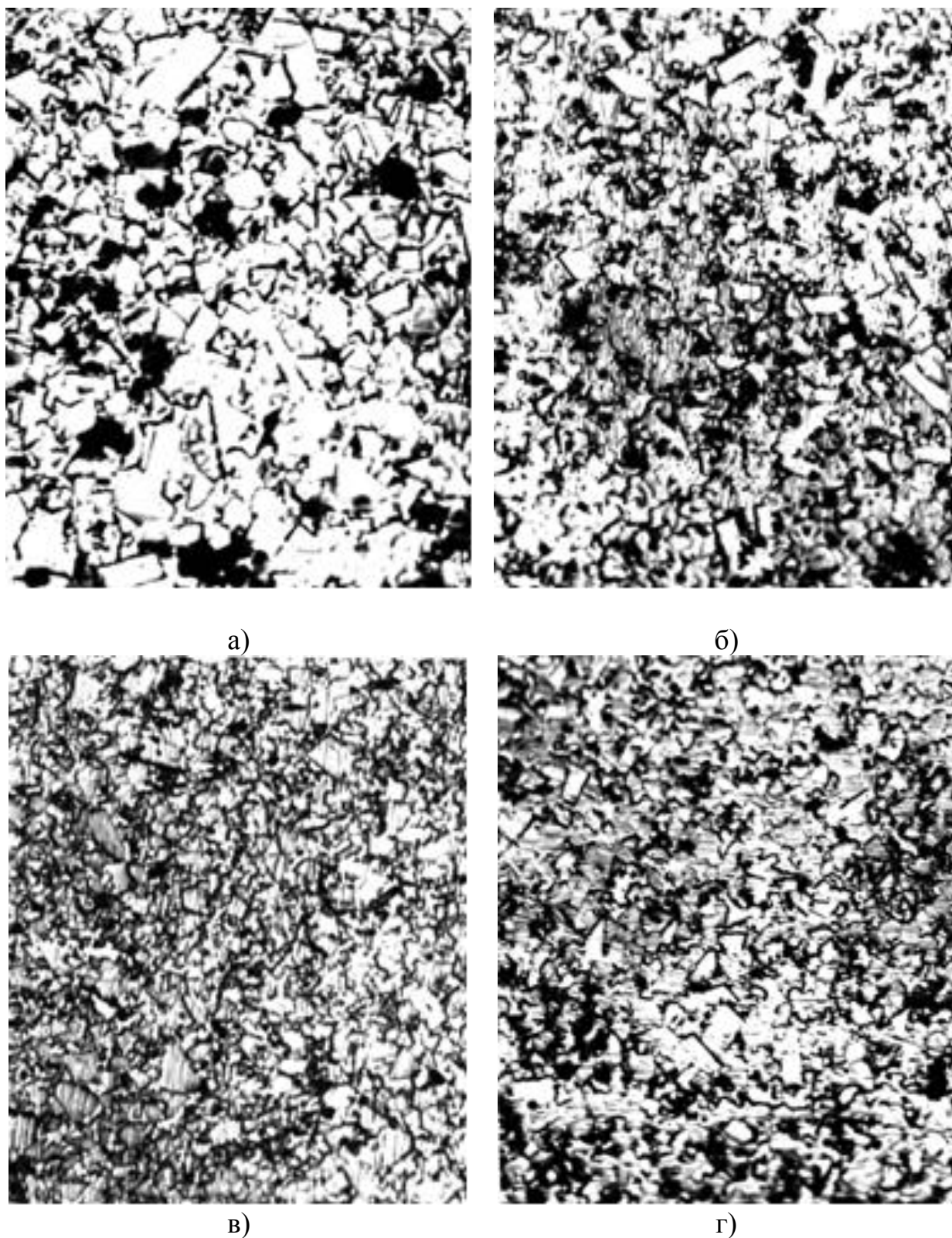
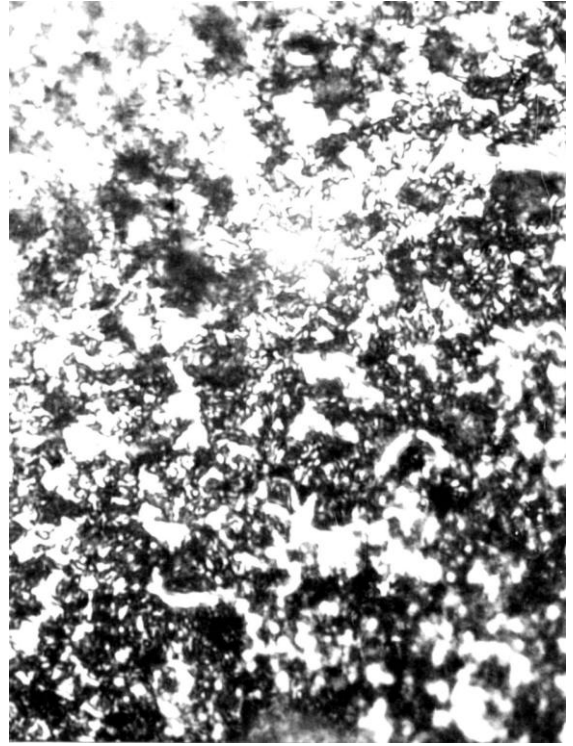


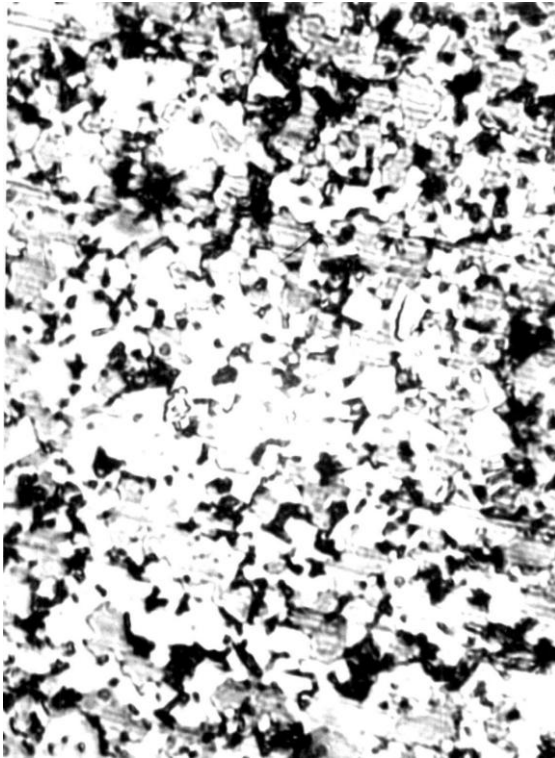
Рис. 3.8. Характер изменения структуры сплава Т5К10 при изменении скорости обработки v при мощности плазменной струи $Q = 27$ кВт: а – исходное состояние; б – $v = 15$ м/ч, в – $v = 19$ м/ч; г – $v = 24$ м/ч



а)



б)



в)



г)

Рис. 3.9. Структура твердого сплава ВК15 в отдельных участках модифицированной зоны: а – частичное расплавление; б – превращение в карбидах и связке; в – превращение в связке; г – исходная структура; $\times 3000$

Далее следует зона упрочнения без оплавления с превращениями в карбидах и связке (рис. 3.9, б). Эта зона имеет протяженность до 1 мм и наиболее дисперсную структуру. Затем следует зона превращения в связке протяженностью порядка 0,5 мм (рис. 3.9, в), которую можно считать переходной зоной к исходной структуре (рис. 3.9, г).

Отсутствие резкой границы с исходным металлом выгодно отличает плазменную обработку от методов нанесения упрочняющих покрытий из карбидов и нитридов конденсацией или осаждением. На твердосплавном инструменте в результате диффузионных процессов в месте контакта покрытие-основа возможно образование тонкого слоя η -фазы (двойного карбида W_3Co_3C). Обезуглероженная дефектная зона η -фазы, вызывая уменьшение содержания кобальта в сплаве, является наиболее хрупким звеном в системе «покрытие-твердый сплав» и при эксплуатации инструмента способствует чешуйчатому отслаиванию покрытия. При плазменном модифицировании во всем исследованном диапазоне режимов условия для образования карбида W_3Co_3C не создаются и η -фаза, имеющая клиновидную или «кружевную» форму, в структуре модифицированной зоны не обнаружена. Отслаивание модифицированной зоны не происходит также благодаря ее значительной глубине и плавному переходу к исходной структуре.

Для установления механизмов структурно-фазовых превращений при плазменном модифицировании твердых сплавов выполнены рентгенографические исследования на неперетачиваемых пластинах квадратной формы толщиной 5 мм из сплавов ВК4, ВК6, ВК8, ВК15, Т5К10, Т15К6 среднезернистой серии ($d_k \approx 3$ мкм). Обработанную плазмой переднюю поверхность пластин перед съемкой рентгенограмм полировали. Запись рентгенограмм выполняли на установке ДРОН-3,0, их обработку – по методике приведенной в разд. 2.3. Определяли период решетки кобальтовой фазы a , микронапряжения σ , размер блоков мозаики (областей когерентного рассеяния) D .

Период решетки кобальтовой фазы определяли по кристаллографической плоскости (311) в железном K_{α} -излучении после электролитического травления исследуемой поверхности образцов – для повышения точности исследований с целью устранения влияния микронапряжений и присутствия других элементов (вольфрама, титана, углерода). После травления на поверхности образцов оставалась только кобальтовая фаза, свободная от напряжений.

Микронапряжения в карбидной и связующих фазах определяли по деформации кристаллических решеток методом наклонных съемок – по изменению межплоскостного расстояния плоскости (112) (для карбидной фазы) или плоскости (311) (для кобальта).

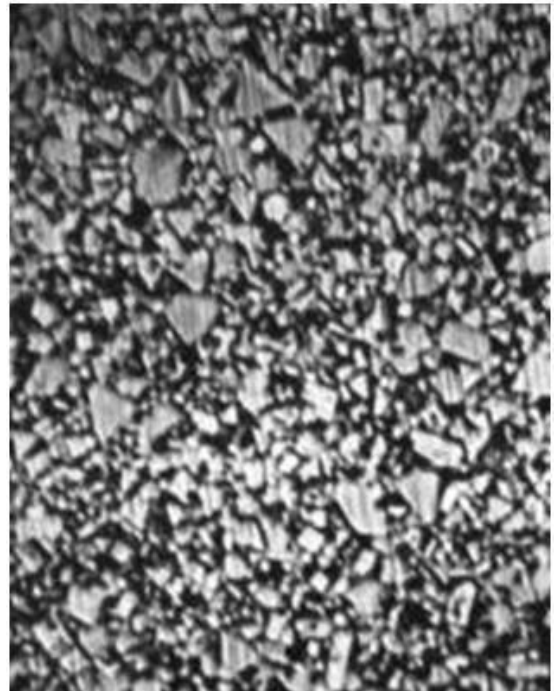
Расчет размеров блоков во избежание ошибок из-за кристаллографической анизотропии проводился по двум линиям (101) и (202), принадлежащим к одной совокупности отражающих плоскостей.

Результаты исследований приведены в таблице 3.4. По данным статистической обработки параметров рентгенограмм и с учетом указанной выше методики подготовки образцов погрешности при определении характеристик, указанных в таблице 3.4, составляли: $\overline{\Delta a} = \pm 0,02 \cdot 10^{-10}$ м; $\overline{\Delta D} = \pm 3 \text{ \AA}$; $\overline{\Delta \sigma} = \pm 20$ МПа. Исследования показали, что плазменное модифицирование исследованных сплавов приводит к значительному увеличению периода решетки кобальта. Так как влияние микронапряжений на период решетки Co-фазы было исключено, столь значительное его увеличение свидетельствует о повышении концентрации вольфрама и углерода (в сплавах ВК6 и ВК15), а также титана (в сплаве Т5К10) в кобальтовом твердом растворе замещения-внедрения. Это происходит в результате тонкослойного оплавления границ карбидных зерен при плазменном нагреве. При последующем скоростном охлаждении происходит дисперсионное твердение пересыщенной легирующими элементами связки с выделением ультрадисперсных частиц карбидов ($d_k \approx 0,1 \dots 0,5$ мкм) (рис. 3.10). Такой же механизм насыщения и твердения связки реализуется и

при их объемной термической обработке [104], и при лазерной обработке [63,64]. Но в случае плазменной обработки имеются свои специфические особенности.



а)



б)



в)

Рис. 3.10. Структура карбидной фазы в сплаве ВК6: а – исходное состояние; б – плазменное модифицирование с частичным оплавлением; в – плазменное модифицирование без оплавления; $\times 2500$

При обработке с оплавлением связки происходит интенсивное оплавление границ крупных карбидов и растворение мелких (рис. 3.10, б). При обработке без оплавления связки (на оптимальных режимах) происходит только контактное плавление по межфазным границам карбид-связка, большая часть мелких карбидов растворяются лишь частично. Насыщение связки легирующими элементами в данном случае происходит в меньшей степени, о чем свидетельствует уменьшение периода решетки кобальта (табл. 3.4).

Таблица 3.4

**Изменение периода решетки кобальтовой фазы a ,
микронапряжений σ и размера блоков D твердых сплавов при
различных вариантах плазменного модифицирования**

Марка сплава	Вариант упрочнения	$a \cdot 10^{-10}$, м	D , Å	σ , МПа	
				в карбидах	в связке
BK6	исходное состояние	3,559	68	-145	845
	с частичным оплавлением	3,573	44	-265	350
	без оплавления	3,565	12	-170	55
BK15	исходное состояние	3,547	91	-185	175
	с частичным оплавлением	3,561	35	-200	40
	без оплавления	3,552	17	-65	-45
T5K10	исходное состояние	3,551	72	-125	525
	с частичным оплавлением	3,560	45	-55	140
	без оплавления	3,554	12	-90	30

Длительность выдержки в области высоких температур при обработке без оплавления меньше, а скорость охлаждения – больше, чем при обработке с оплавлением. В итоге при дисперсионном твердении связки выделяются более дисперсные карбиды, структура в упрочненном слое становится более однородной и ультрадисперсной (рис. 3.10, в). Для всех исследованных

сплавов при обработке без оплавления установлена самая малая величина размеров блоков D (табл. 3.4). Кроме того, хорошая смачиваемость карбидных зерен кобальтом способствует повышению адгезионного сцепления дисперсного карбидного скелета с цементирующей связкой.

Процессы растворения и перегруппировки карбидной фазы, насыщения и твердения связки способствуют усилению напряженного состояния карбидной и связующей фаз. В исходном состоянии (после спекания) карбидная фаза испытывает напряжения сжатия, а кобальтовая – растяжения, которые достигают весьма высоких значений, особенно в малокобальтовом сплаве ВК6. Различие в коэффициентах термического расширения компонентов твердых сплавов ($\alpha_{WC} = 3 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$; $\alpha_{Co} = 14,2 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$) при плазменном воздействии приводит к появлению дополнительных остаточных напряжений сжатия в карбидной фазе. При обработке сплавов ВК6 и ВК15 с частичным оплавлением остаточные напряжения в карбидах увеличиваются в большей степени, чем при обработке без оплавления. При обработке же сплава Т5К10 установлена обратная зависимость, что можно объяснить наличием в структуре кроме карбидов вольфрама WC сложных карбидов (Ti, W)C.

В свою очередь в сплавах ВК с повышением содержания связки напряженное состояние карбидной фазы после упрочнения снижается (табл. 3.4).

Наличие в кобальтовой фазе значительных напряжений растяжения способствует развитию в ней деформации, которая протекает путем аллотропического превращения некоторой части кубической модификации кобальта в гексагональную [56]. Такая деформация происходит в большей степени в сплаве ВК15. И, благодаря этому, а так же релаксации напряжений в процессе дисперсионного твердения связки, при плазменном модифицировании данного сплава на оптимальном режиме в связке возникают незначительные напряжения сжатия. Но в сплавах с меньшим содержанием кобальта (Т5К10 и, особенно, ВК6) более жесткий карбидный

каркас не позволяет реализовать релаксацию напряжений и напряжения в связке после модифицирования хотя и значительно снижаются, но остаются растягивающими.

Таким образом, анализ результатов металлографических и рентгеноструктурных исследований позволил установить природу структурно-фазовых превращений в твердых сплавах при обработке сверхмощной высококонцентрированной плазменной струей и объяснить механизмы упрочнения твердых сплавов при обработке на оптимальных режимах [143, 144].

На основании исследований установлено, что при обработке инструментальных твердых сплавов сверхмощной высококонцентрированной плазменной струей образуется поверхностный модифицированный слой, который по структуре и свойствам существенно отличается от исходного материала. Создаются условия для получения твердых сплавов нового класса - с ультрадисперсной композиционной структурой и повышенным уровнем эксплуатационных свойств.

В зависимости от режимов плазменного нагрева твердых сплавов возможна реализация разных схем поверхностного модифицирования: с полным поверхностным расплавлением композиции, с частичным расплавлением (связующей кобальтовой фазы), без расплавления с превращениями в карбидах и связке, с превращениями в связке.

Наиболее высокие значения твердости твердых сплавов достигаются при их плазменном модифицировании без расплавления с превращениями в карбидах и связке. Это обусловлено дроблением исходных карбидных зерен, насыщением связки вольфрамом и, как следствие, ее дисперсионным твердением с выделением ультрадисперсных вторичных карбидов, а также повышением адгезионной связи карбидной и связующей фаз.

Выводы к разделу 3

1. Разработанная инженерная методика расчета оптимальных режимов, основанная на решении уравнения теплопроводности с использованием программного пакета MSC.Nastran позволяет решать как прямую задачу – вычисление T_{max} и W при заданных условиях обработки, так и обратную задачу – вычисление требуемых (оптимальных) режимов плазменной обработки (I, q, V).

2. С использованием разработанной математической модели выполнены расчеты параметров термического цикла плазменного нагрева твердосплавных пластин. Рассчитаны оптимальные режимы плазменного модифицирования пластин из твердого сплава, которые обеспечивают образование в модифицированном слое ультрадисперсной структуры.

3. На основании металлографических исследований установлено, что после плазменной обработки инструментальных твердых сплавов образуется поверхностный слой, который по структуре и свойствам существенно отличается от исходного материала. Наиболее высокие значения твердости твердых сплавов обеспечивает их плазменная обработка без расплавления с превращениями в карбидах и связке. Это обусловлено дроблением исходных карбидных зерен, насыщением связки вольфрамом и, как следствие, ее дисперсионным твердением с выделением ультрадисперсных вторичных карбидов, а также повышением адгезионной связи карбидной и связующей фаз

4. Исследования параметров кристаллического строения показали, что плазменная обработка исследованных сплавов приводит к значительному увеличению периода решетки кобальта, появлению деформаций, которые протекают путем аллотропического превращения некоторой части кубической модификации кобальта в гексагональную. Это способствует возникновению остаточных напряжений сжатия.

РАЗДЕЛ 4

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ И МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ

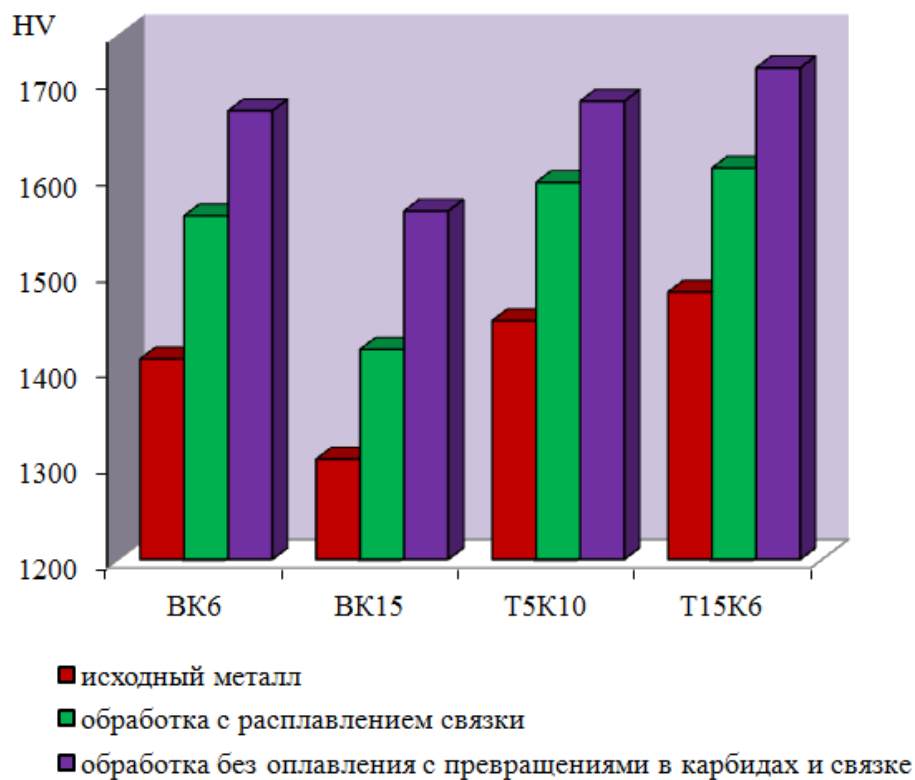
4.1 Локальные микроиспытания модифицированных сплавов на трещиностойкость

По методике, приведенной в разделе 2.5, исследовано влияние плазменной поверхностной обработки на трещиностойкость и характер разрушения спеченных твердых сплавов марки ВК6, ВК15, Т5К10 и Т15К6 среднезернистой серии со средним размером карбидных зерен $\approx 3\text{ мкм}$ [129]. С учетом полученных ранее результатов исследований структуры (см. разд. 3) плазменная обработка каждого сплава осуществлялась на двух наиболее оптимальных режимах – с расплавлением связки и без оплавления с превращениями в карбидах и связке.

Средние значения исследованных параметров приведены на рис. 4.1.

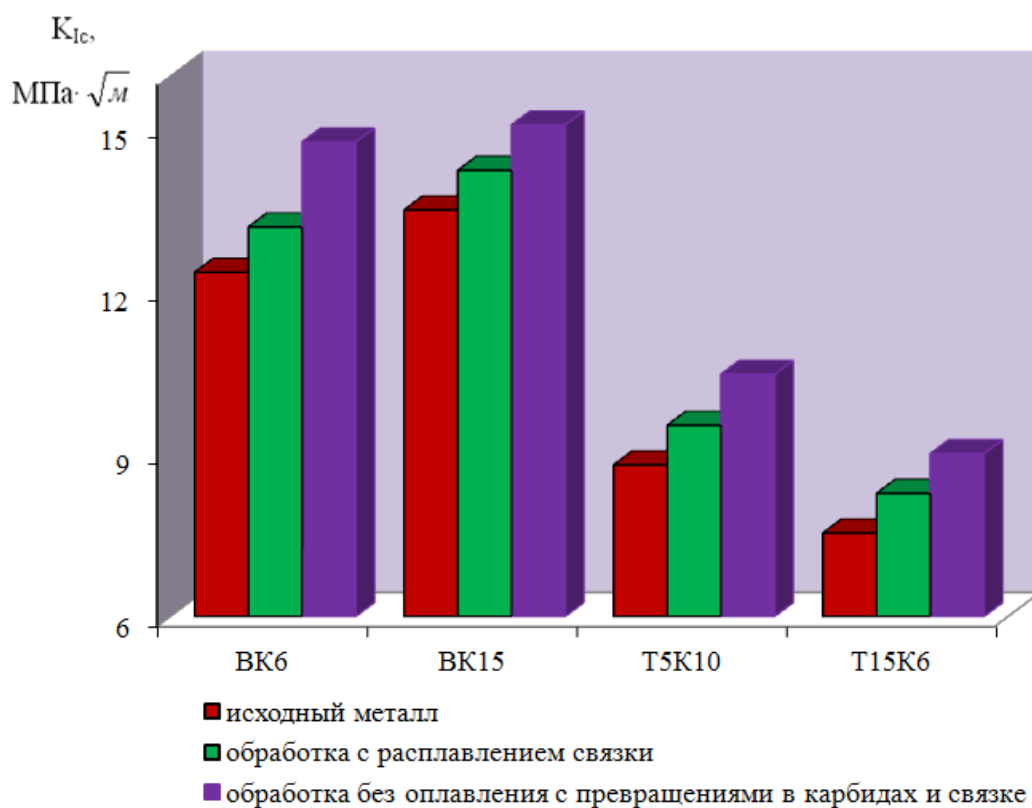
Испытания показали [129], что плазменное модифицирование твердых сплавов на оптимальных режимах не приводит к снижению их трещиностойкости, несмотря на значительное повышение твердости. В ряде случаев достигается повышение коэффициента K_{Ic} на 20% по сравнению с исходным состоянием. Из рекомендуемых режимов обработки наиболее эффективно модифицирование без расплавления композиции с реализацией фазовых и структурных превращений в карбидах и связке.

Сопоставление результатов микроиспытаний твердых сплавов на трещиностойкость и результатов металлографического и рентгеноструктурного анализа (см. разд. 3.2) позволили сделать следующие выводы.



а)

Рис. 4.1. Твердость HV (а) твердых сплавов при плазменном модифицировании



б)

Рис. 4.1. (продолжение) Трещиностойкость K_{Ic} (б) твердых сплавов при плазменном модифицировании

При плазменной обработке сплавов ВК происходит измельчение и перегруппировка исходной карбидной фазы, насыщение цементирующей связки дисперсными вторичными карбидами, что приводит к изменению величины удельных контактных поверхностей (межфазных границ) «карбид-карбид» и «карбид-связка» - наиболее слабых звеньев композиции [102]. При этом связующая фаза сохраняет свою исходную высокую пластичность и одновременно насыщается дисперсными карбидами, что в свою очередь значительно повышает ее прочность. Эти факторы в совокупности и обуславливают одновременное повышение твердости и трещиностойкости сплавов ВК при плазменной обработке (рис. 4.1).

Трещиностойкость сплавов ТК также повышается в результате модифицирования (рис. 4.1), однако в меньшей степени, чем для сплавов ВК. Это связано как с низкой исходной трещиностойкостью, так и недостаточно полной реализацией эффекта контактного плавления межфазных границ (из-за неполной смачиваемости компонентов) и, следовательно, отсутствием дисперсионного упрочнения связки при скоростной обработке.

4.2 Исследование механизмов разрушения твердых сплавов с модифицированным слоем

Анализ результатов испытаний на трещиностойкость показал, что характер влияния основных параметров структуры твердых сплавов (среднего размера карбидных зерен d_k и удельной поверхности межфазных границ ΣS_{k-c}) на твердость и трещиностойкость при поверхностном модифицировании несколько отличается от установленных зависимостей для стадии спекания. Согласно современным представлениям о прочности и разрушении твердых сплавов [53, 102, 105, 106], мелкозернистые сплавы имеют более высокую твердость, но меньшую пластичность и трещиностойкость по сравнению с крупнозернистыми того же состава. Это объясняется преимущественно межзерненным характером распространения

трещины (интеркристаллитный скол) в мелкозернистых и внутризеренным (транскристаллитный скол) в крупнозернистых. Плазменная обработка, способствуя измельчению карбидных зерен (уменьшению d_k), обеспечивает повышение и твердости, и трещиностойкости. В данном случае, по-видимому, преобладающее влияние оказывает значительное увеличение ΣS_{k-c} – как при спекании, так и последующем термоупрочнении с увеличением удельной поверхности межфазных границ твердость и трещиностойкость сплавов ВК и ТК однозначно повышаются. Одновременно с этим возрастает роль связующей фазы. Насыщение ее вольфрамом и углеродом, выделение ультрадисперсных вторичных карбидов при плазменной обработке способствуют упрочнению связки и действию дополнительных механизмов рассеяния энергии при распространении трещины. Данные выводы подтверждаются металлографическими наблюдениями траектории трещин, распространяющихся от углов отпечатка индентора (рис. 4.2), и фрактографическими исследованиями изломов (рис. 4.3).

В неупрочненных сплавах ВК и ТК среднезернистой серии трещины распространяются по смешанному механизму (интеркристаллитный скол по межфазным границам «карбид-карбид», «карбид-связка» + транскристаллитный скол по карбидным зернам и связке (рис. 4.3, а, в)), что согласуется с известными данными [102, 105, 106]. Наибольшую площадь в изломе занимают участки разрушения по межфазным границам «карбид-карбид» и, особенно «карбид-связка» – это подтверждает вывод [102] о межфазных границах как наименее прочном звене структуры твердых сплавов. В то же время довольно значительную часть поверхности излома занимают участки транскристаллитного и вязкого разрушения по связующей фазе. Следовательно, инструментальные твердые сплавы можно считать композиционными материалами с твердой и хрупкой матрицей (карбидная фаза) и дисперсными включениями пластичной связующей фазы.

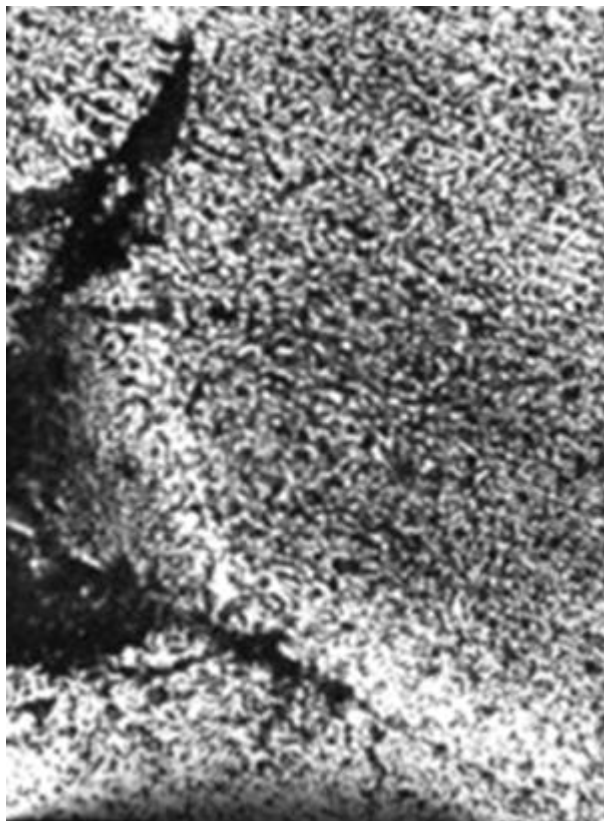


а)



б)

Рис. 4.2. Характер развития трещин при нагружении индентором в твердых сплавах: а, б – ВК6; а – исходное состояние; б – после плазменной обработки без оплавления; $\times 600$

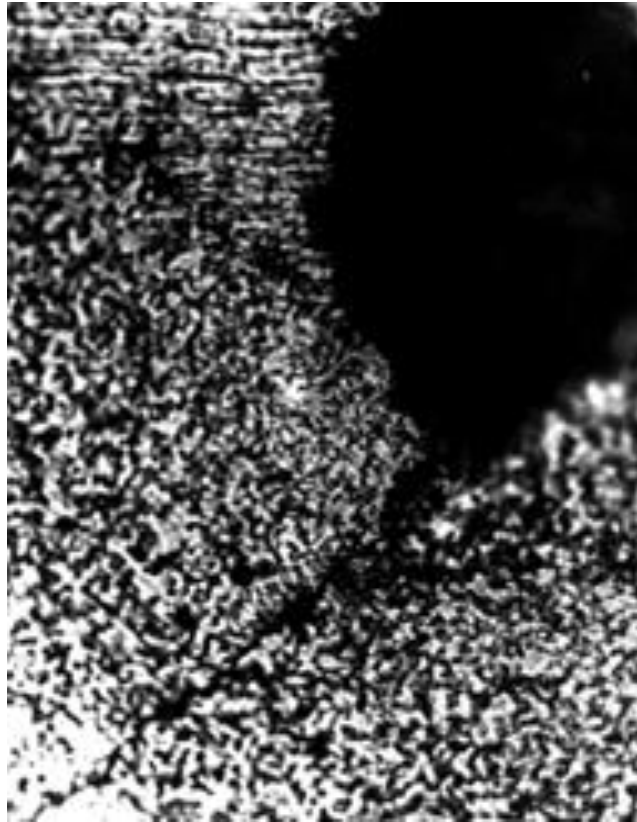


в)

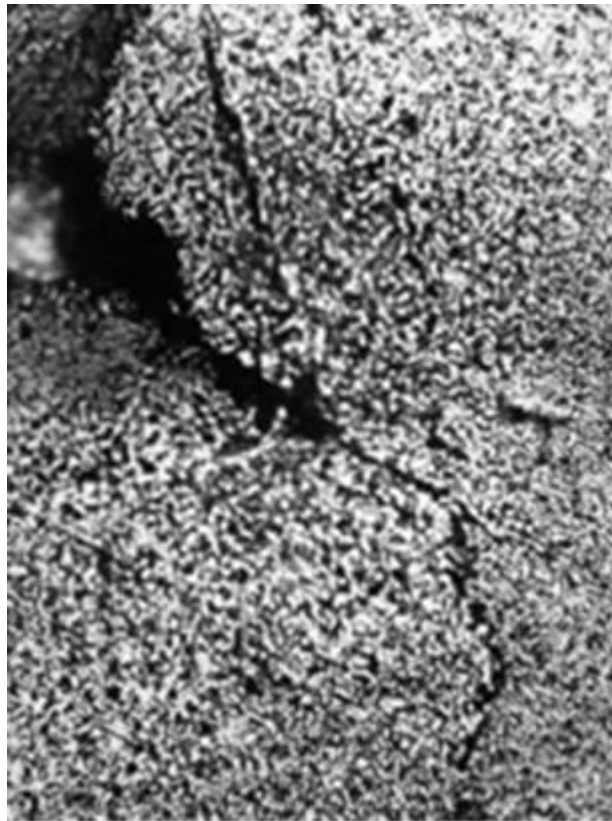


г)

Рис. 4.2. (продолжение): в, г – ВК15; в – исходное состояние; г – после плазменной обработки без оплавления; $\times 600$

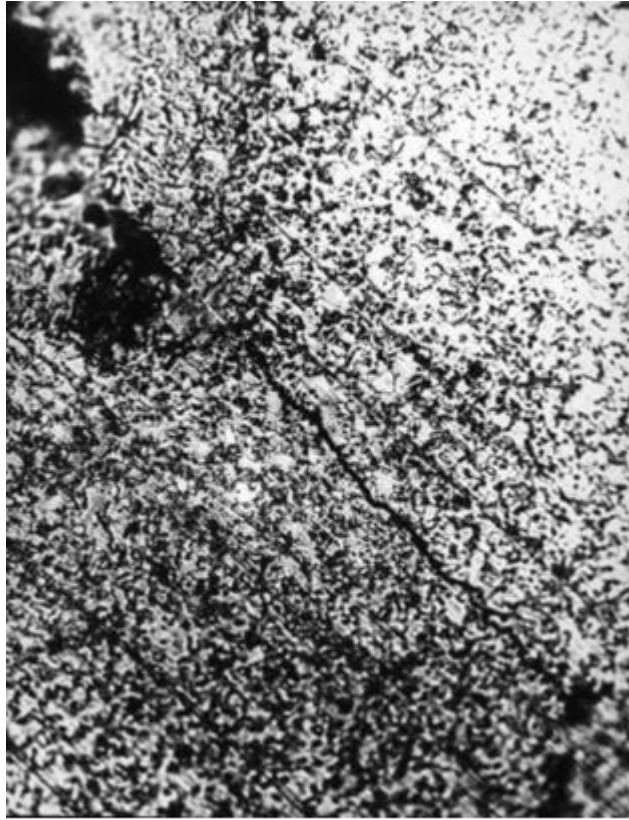


д)

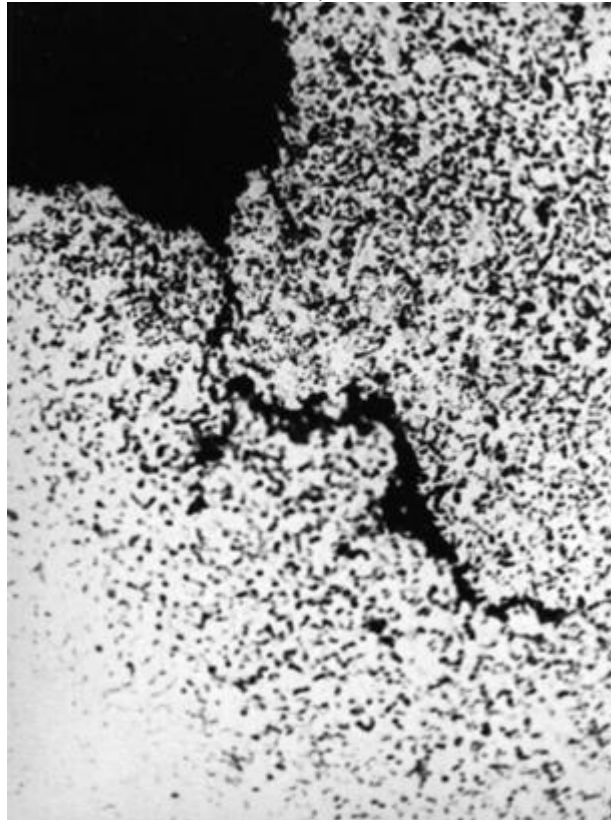


е)

Рис. 4.2. (продолжение): – д, е – Т5К10; д – в исходном состоянии; е – после плазменной обработки без оплавления; $\times 600$



ж)



з)

Рис. 4.2. (продолжение) :- ж, з – Т15К6; ж – в исходном состоянии; з – после плазменной обработки без оплавления; $\times 600$

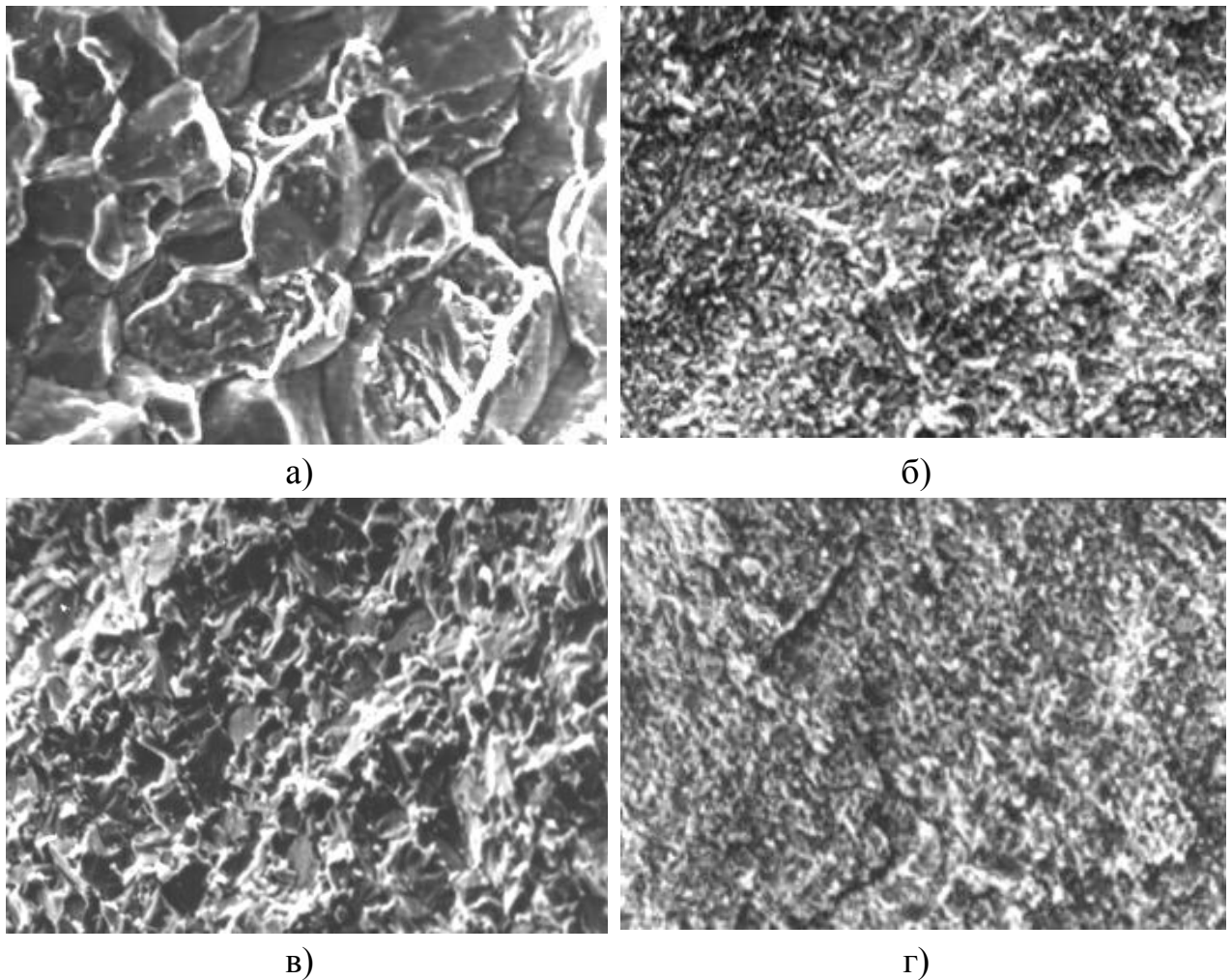


Рис. 4.3. Электронные микрофрактограммы изломов: а, б – сплав ВК6; а – исходное состояние; б – после плазменной обработки без оплавления; а - $\times 5000$; б - $\times 2500$; в, г – сплав Т15К6; в – исходное состояние; г – после плазменной обработки без оплавления; $\times 2500$

Плазменное модифицирование твердых сплавов приводит к качественному изменению микромеханизма разрушения. Измельчение исходной карбидной фазы, выделение субмикроскопических частиц вторичных карбидов способствует реализации преимущественно разрушения по межфазным границам, которое можно интерпретировать как квазискол (рис. 4.3, б, г).

Значительная доля вязкого разрушения связующей фазы после модифицирования сохраняется несмотря на ее насыщение вольфрамом и углеродом, а также дисперсными вторичными карбидами. Включения связки

внутри жесткого карбидного каркаса находятся в плоскодеформированном состоянии, пластическая деформация связующей фазы локализуется в очень узкой зоне и может достигать высоких значений [105]. Модифицированный твердый сплав сохраняет свойства композиционного материала, но становится значительно более однородным и монолитным и имеет ультрадисперсную структуру.

Таким образом, исследования показывают [129], что основным структурным элементом твердых сплавов, определяющим их механизм разрушения как в исходном, так и в модифицированном состояниях, являются межфазные границы «карбид-карбид» и «карбид-связка». Но качественные изменения структуры сплавов после плазменного модифицирования, прежде всего, образование ультрадисперсного карбидного каркаса, приводят к качественному изменению механизма разрушения. При этом после плазменного модифицирования по оптимальным режимам достигнуто одновременное повышение твердости HV и трещиностойкости K_{Ic} (рис. 4.1), что противоречит общеизвестным положениям, согласно которым мелкозернистые твердые сплавы имеют пониженную прочность и пластичность по сравнению с крупнозернистыми. В нашем случае можно сделать вывод, что в результате плазменного модифицирования твердых сплавов зависимость как твердости, так и трещиностойкости от среднего размера карбидных зерен подчиняется уравнению Холла-Петча.

О возможности реализации такой системы зависимостей характеристик твердых сплавов отмечают ряд исследователей [105,106]. Следовательно, высококонцентрированный плазменный нагрев поверхности твердых сплавов, в отличие от традиционных технологий их спекания, позволяет получить модифицированный слой с принципиально отличающимися структурой и свойствами, характерными как для композиционного материала («карбид-связка»), так и для ультрадисперсного монолитного материала (жесткий карбидный каркас).

Для теоретического описания механизмов разрушения твердых сплавов до и после модифицирования можно использовать известные дислокационные модели зарождения и развития трещин [107,108]. Дислокации обладают большой подвижностью и под действием внешних сил способны к направленному перемещению.

Препятствиями движению дислокаций являются границы зерен, субзерен, двойников, межфазовые границы, дисперсные включения упрочняющей фазы, неметаллические включения.

В результате взаимодействия дислокаций с жесткими препятствиями и между собой возникают большие местные концентрации напряжений, которые в отсутствие релаксации могут достигнуть уровня теоретической прочности кристаллической решетки и вызвать образование трещин размером в несколько межатомных расстояний. Известные модели образования дислокационных трещин основаны на представлениях о скоплении дислокаций перед препятствиями.

После спекания исследованные твердые сплавы разрушаются преимущественно по микромеханизму интеркристаллитного скола (рис. 4.3, а, в). Это наиболее опасный механизм хрупкого разрушения. Для описания данного механизма используют дислокационную модель Зинера-Стро (рис. 4.4, а). Согласно этой модели зарождению трещин способствует высокая концентрация растягивающих напряжений в скоплении дислокаций перед препятствиями – границей карбидного зерна. По мере накопления эти дефекты достигают стадии самоорганизации, в объеме изделия формируется их новая структура, которая вызывает деградацию исходной структуры сплава и в конечном итоге приводит к срагиванию трещины, переходу ее движения в режим автотельного роста и началу нестабильного разрушения изделия. Наиболее предпочтительным путем распространения трещины в спеченных твердых сплавах являются межфазные границы.

При плазменном модифицировании твердых сплавов на оптимальных режимах происходит растворение крупных карбидов и выделение из связки

ультрадисперсных вторичных карбидов. Структура становится ультрадисперсной и более однородной [129]. В данном случае роль дефектов критического размера играют уже не границы карбидных зерен, а расстояние между выделившимися карбидными частицами вторичных карбидов. Разрушение происходит по другому механизму – квазискола (рис. 4.3, б, г). Это также излом при хрупком разрушении, но характеризующийся значительно большей энергоемкостью. При распространении трещины по механизму квазискола плоскости разрушения не связаны ориентационным соответствием с кристаллогеометрическим строением сплава. Фасетки скола имеют малые размеры благодаря высокой дисперсности карбидов. Высокая дисперсность излома свидетельствует о многочисленности актов микроразрушения.

Для описания разрушения модифицированных сплавов с дисперсной упрочняющей фазой по микромеханизму квазискола можно использовать дислокационную модель Екобори (рис. 4.4, б). В этой модели дисперсные карбидные частицы являются барьерами для дислокаций, играют роль внутреннего надреза и вызывают скольжение и образование трещины.

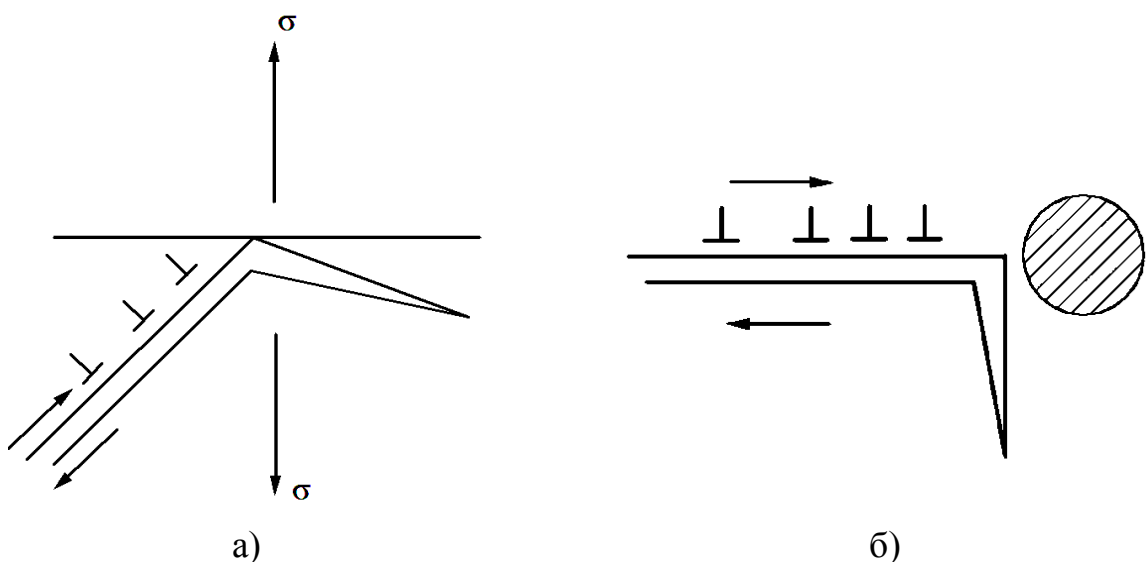


Рис. 4.4. Дислокационные модели разрушения твердых сплавов: а – по границам зерна на межфазных границах «карбид-карбид» и «карбид-связка»; б – у включения второй фазы частиц карбидов

зерен (рис. 4.2, б, г, е, з). Это свидетельствует об образовании нового типа структуры не только на микроуровне, но и на мезоуровне [109,110]. Формирование мезоструктур в период спекания твердосплавных изделий (по обычной технологии) связано с определенными трудностями. Для их получения применяют ряд методов, усложняющих стандартную технологию, например, обработку или пропитку брикетов металлическими расплавами [25,109]. В случае плазменной обработки такой эффект достигается за счет контактного плавления по межфазным границам.

Образование мезоструктурных ансамблей в модифицированных твердых сплавах тормозит самоорганизацию дефектов и способствует повышению трещиностойкости благодаря рассеиванию энергии разрушения. На изломах образцов мезоструктурные ансамбли образуют языки и гребни (рис. 4.3, б, г), а на металлографических снимках отпечатков – извилистую траекторию трещины (см. рис. 4.2, б, г, е, з). В сплавах разного состава данный эффект проявляется по-разному и пока еще не установлены зависимости образования мезоструктур от технологических параметров плазменной обработки. На рис. 4.6 показан пример характера разрушения мезоструктурных ансамблей в модифицированной зоне на сплаве ВК4.

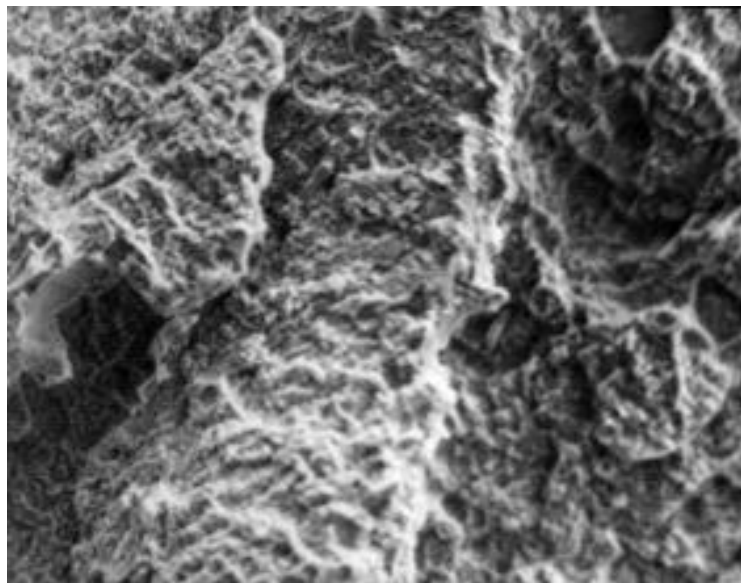


Рис. 4.6. Электронная микрофрактограмма излома в модифицированной зоне на сплаве ВК4; $\times 2500$

В заключение следует отметить, что полученные значения коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} для модифицированных твердых сплавов можно считать критическими и использовать в аналитических расчетах, аналогичных приведенным в работе [116], несмотря на статический характер приложения нагрузки при нагружении индентором. В общем случае в процессе эксплуатации инструмента наиболее опасны динамические нагрузки, способные вызвать повреждения откольного типа. Однако, как показано в работе [111], прочность при изгибе и трещиностойкость K_{Ic} твердых сплавов (в отличие от сталей) возрастает в случае перехода от статического нагружения с низкой скоростью деформации к динамическому с высокой скоростью деформации.

Таким образом испытания показали [129,144,148], что плазменное модифицирование твердых сплавов на оптимальных режимах не приводит к снижению их трещиностойкости, несмотря на значительное повышение твердости. В ряде случаев достигается повышение коэффициента K_{Ic} на 20 % по сравнению с исходным состоянием. Из рекомендуемых режимов обработки наиболее эффективно упрочнение без расплавления композиции с реализацией фазовых и структурных превращений в карбидах и связке.

Выводы к разделу 4

1. Испытания на трещиностойкость показали, что плазменная обработка приводит к повышению трещиностойкости для сплавов группы ВК в 1.16 раз, а для сплавов группы ТК – в 1.21 раза по сравнению с исходным состоянием. Повышение трещиностойкости твердых сплавов связано с измельчением и перегруппировкой исходной карбидной фазы, насыщением цементирующей связки дисперсными вторичными карбидами, что приводит к изменению величины удельных контактных поверхностей (межфазных границ) «карбид-карбид» и «карбид-связка» - наиболее слабых звеньев композиции. При этом связующая фаза сохраняет свою исходную

высокую пластичность и одновременно насыщается дисперсными карбидами, что в свою очередь значительно повышает ее прочность.

Исследованиями установлено, что после плазменной обработки происходит качественное изменение механизма разрушения - от интеркристаллитного скола в исходном состоянии к квазисколу в модифицированной зоне. Наиболее слабыми звеньями композиционной структуры являются межфазные границы «карбид-карбид» и «карбид-связка». Дополнительным фактором повышения трещиностойкости упрочненных твердых сплавов является самоорганизация дефектов и образование мезоструктурных ансамблей, которые оказывают влияние на рассеяние энергии трещинообразования.

4. Разработаны теоретические модели разрушения твердых сплавов, согласно которым было установлено, что разрушение происходит по механизму квазискола, характеризующегося значительно большей энергоемкостью. Положительное влияние на повышение трещиностойкости твердых сплавов при модифицировании оказывает и образование извилистой траектории трещины несмотря на значительное измельчение карбидных зерен. Это свидетельствует об образовании нового типа структуры не только на микроуровне, но и на мезоуровне.

РАЗДЕЛ 5

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СИНТЕЗА МОДИФИЦИРОВАНИЯ СЛОЕВ НА ТВЕРДОСПЛАВНОМ ИНСТРУМЕНТЕ

5.1 Разработка структурной схемы синтеза модифицированных слоев на твердосплавном инструменте

Основным регулируемым параметром процесса плазменного модифицирования является максимальная температура нагрева поверхностного слоя T . Другим регулируемым параметром процесса является скорость охлаждения поверхностного слоя W . Как установлено ранее [79], скорость охлаждения в процессах плазменной обработки (без применения дополнительных охлаждающих сред) может составлять $10^4 \dots 10^6$ °C/с. В зависимости от соотношения параметром T и W области оптимальной реализации процессов плазменного модифицирования показаны на рисунке 5.1.

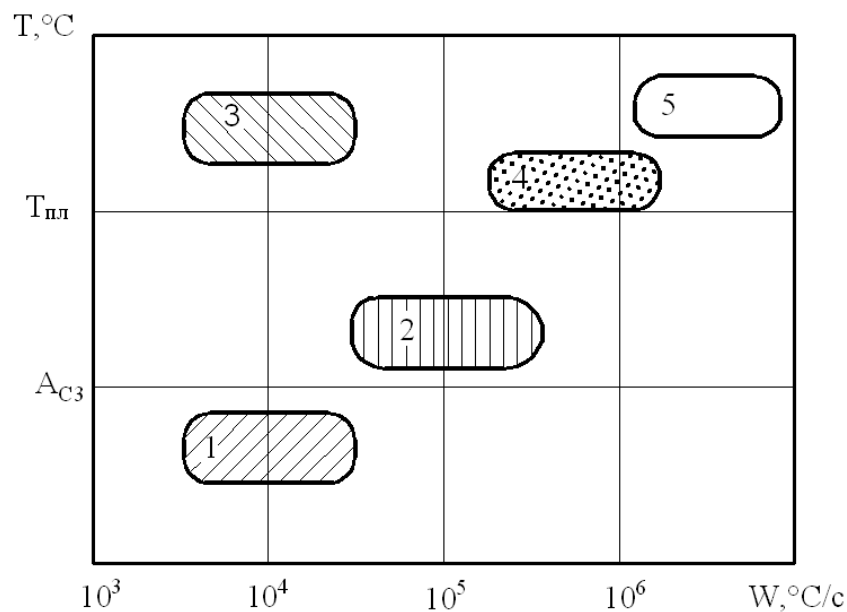


Рис. 5.1. Области оптимальной реализации процессов плазменного поверхностного модифицирования: 1 – плазменный отпуск; 2 – плазменная закалка; 3 – плазменное микроплавление; 4 – плазменное наноструктурирование; 5 - плазменная аморфизация

Параметры T и W при разработке технологии плазменного модифицирования не являются параметрами прямого регулирования, а являются комплексными параметрами, на величину которых влияет большое число факторов – мощность плазменной струи (сила тока I , напряжение U); скорость обработки v (скорость перемещения плазмотрона); давление P_r и расход плазмообразующего газа Q_r ; давление P_b и расход Q_b , охлаждающей плазмотрон воды; дистанция обработки h ; форма и размеры обрабатываемого инструмента или детали; теплофизические и механические характеристики обрабатываемого материала (γ ; λ ; α ; E ; HV ; σ_m); конструктивные параметры плазмотрона.

В свою очередь, достижение определенных значений T и W не является конечной целью технологии плазменного модифицирования. Работоспособность инструмента также является комплексной характеристикой, зависящей от полученных в модифицированном слое значений твердости, трещиностойкости, износостойкости, геометрических характеристик модифицированного слоя. Модели, методики и результаты исследований приведены в разделе 2, 3, 4. Для построения, анализа и настройки системы автоматического управления плазмотронами для поверхностной модификации необходимо разработать методологию управления структурированием в твердых сплавах, представляющую собой совокупность последовательных теоретических, экспериментальных и технологических исследований, которые направлены на формирование в поверхностном слое инструментального материала структуры, обеспечивающей высокий уровень характеристик конструкционной прочности. В настоящее время подобные разработки известны для других способов поверхностного воздействия – плазменного напыления [131, 132], лазерных технологий [130], плазменного упрочнения [137, 78]. Однако, для плазменного поверхностного нано- и микроструктурирования твердых сплавов сведения в отечественной и зарубежной литературе отсутствуют.

На основании комплекса выполненных исследований тепловых процессов, структуры, фазового состава, параметров кристаллического строения, вязкости разрушения модифицированных твердых сплавов (см. разделы 3, 4), а также с учетом известных рекомендаций [131, 132, 130, 137, 78, 77], разработана структурная схема синтеза модифицированных слоев на твердых сплавах с заданным уровнем эксплуатационных свойств (рис. 5.2). Основными этапами алгоритма синтеза являются:

1. Назначение заданных параметров термо-деформационного анализа. Наиболее оптимальной задачей при плазменном модифицировании твердосплавного инструмента является микро- и наноструктурирование поверхностного слоя с образованием ультрамелкодисперсной структуры. Оптимальные режимы такой обработки находятся в области 4 (рис. 5.1).

2. Расчет оптимальных режимов плазменной обработки с использованием тепловых моделей (см. раздел 2.4, 3.1).

3. Оценка напряженного состояния методами рентгеноструктурного анализа. При этом отдельно определяются напряжения в карбидах и связке (см. раздел 3.2).

4. Определение твердости HV, параметров структуры (средний размер частиц карбидов \bar{d}) – на контрольных образцах. Методами рентгеноструктурного анализа определяются: период решетки кобальтовой фазы (характеризует степень растворения карбидов и насыщения связки вольфрамом и углеродом) a ; размер блоков D (см. раздел 2.3, 3.2).

5. Определение параметров трещиностойкости K_{Ic} – выполняется при нагружении индентором. На изломах выполняются микрофрактографический анализ механизмов разрушения (см. раздел 4.2).

6. Стойкостные испытания инструмента.

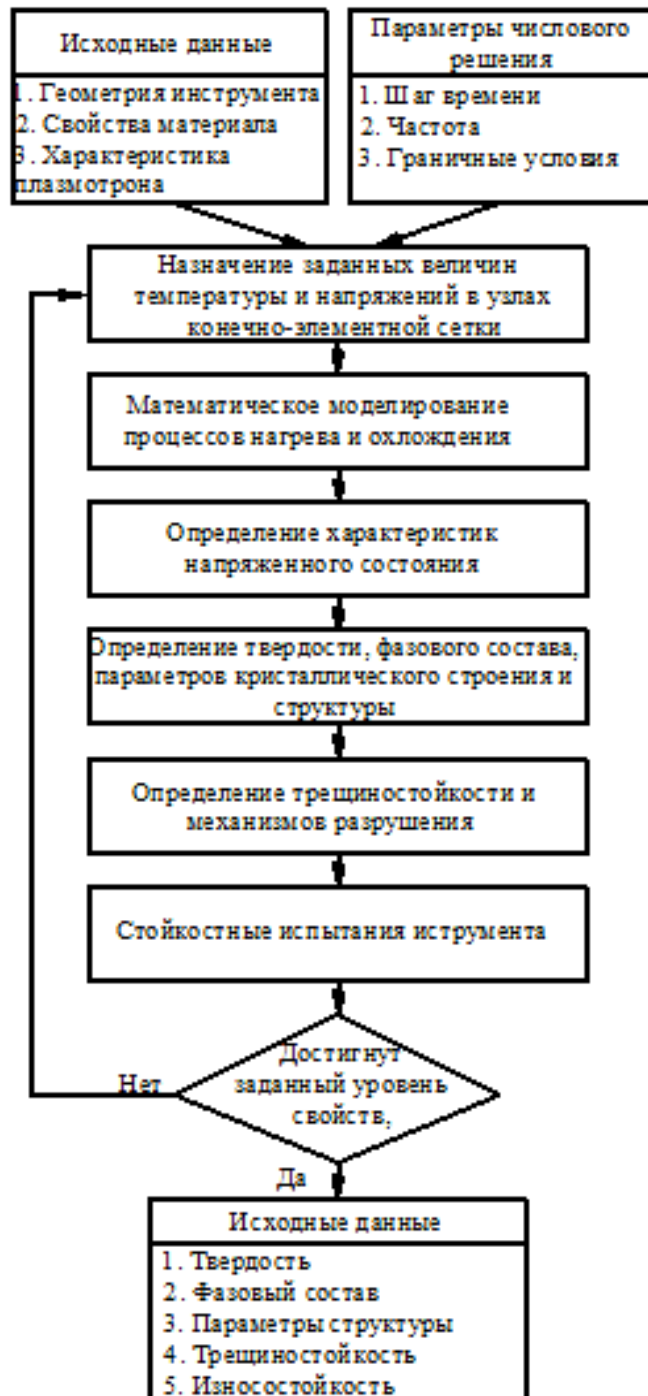


Рис. 5.2. Структурная схема синтеза модифицированных слоев на инструментальных твердых сплавах

5.2 Разработка технологических процессов плазменного модифицирования твердосплавного инструмента

Важное практическое значение имеет разработка и промышленное освоение технологии плазменного упрочнения токарных резцов с напайными

или механически закрепленными твердосплавными пластинами. Для этого вида инструмента достижение наиболее высоких стойкостных показателей при упрочнении связано с правильным расположением упрочненной зоны на режущем клине с учетом характера изнашивания и направления действия усилий резания.

Известно (см. раздел 1.1), что износ (затупление) режущей кромки резцов может происходить преимущественно по передней поверхности (рис. 5.3, а), задней поверхности (рис. 5.3, б), равномерно на обеих поверхностях (рис. 5.3, в), а также с образованием лунки на передней поверхности (рис. 5.3, г) [145]. В процессе резания контроль величины износа затруднен, поэтому используют качественные показатели:

- а) изменение вида стружки: от сливной при заостренном клине к стружке скалывания или надлома при затупленном;
- б) изменение цвета побежалости стружки: большая изношенность резца обуславливает более высокую температуру нагрева стружки;
- в) изменение поверхности резания: затупленный резец приводит к появлению рифления на поверхности заготовки;
- г) изменение усилия резания, приводящее к увеличению силы тока, потребляемой двигателем станка;
- д) повышение уровня шума при обработке.

Износ по передней поверхности h_p в большинстве случаев невелик. Стойкость резцов, работающих при умеренных скоростях резания, обычно регламентируется износом по задней поверхности h_3 , а резцов, работающих при высоких скоростях резания - наряду с h_3 , и размерами лунки на передней поверхности. В последнем случае это связано с более высокой температурой нагрева объемов металла резца, прилегающих к передней поверхности (до 1000 °С и более) по сравнению с нагревом объемов металла у задней поверхности (500...700 °С) [145].

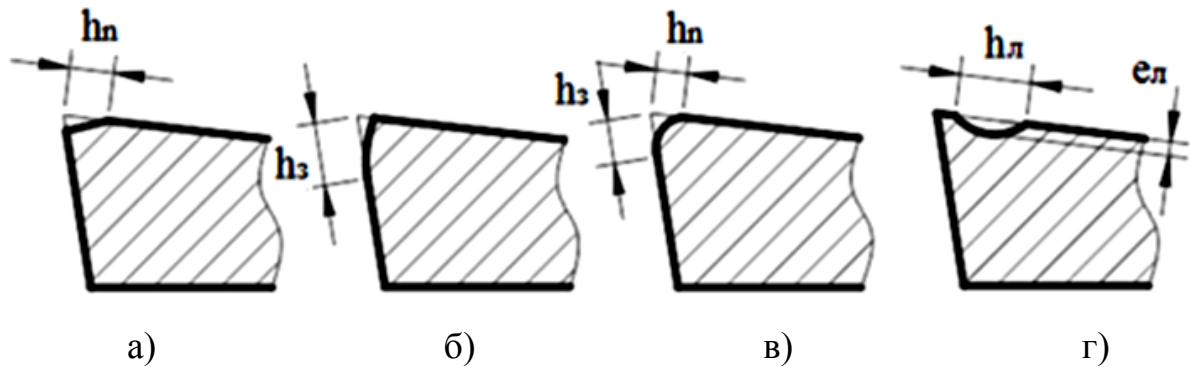


Рис. 5.3. Виды износа резцов: а) – на передней поверхности h_n ; б) – на задней поверхности h_z ; в) – на обеих режущих поверхностях; г) – с образованием лунки на передней поверхности $e_{л}$, $h_{л}$.

К настоящему времени накоплен значительный опыт по лазерному упрочнению режущего инструмента. Однако по вопросу наиболее оптимального расположения упрочненной зоны на режущих гранях инструмента у исследователей нет единого мнения. В работе [91] рекомендуется проводить лазерную закалку резцов с наложением упрочненной зоны на переднюю поверхность. Это позволяет сохранить упрочненный слой после переточки, обеспечивает некоторую самозатачиваемость инструмента при работе и большую его стойкость. В работе [93] выбор рациональной схемы упрочнения как импульсным, так и непрерывным излучением рекомендуется осуществлять для конкретных типов инструмента с учетом специфики его изнашивания и геометрии режущей кромки. В частности, на различных примерах показано, что с точки зрения достижения наивысшей стойкости оптимальной является схема упрочнения, при которой облучению подвергаются и передняя и задняя поверхности. Такой подход представляется более предпочтительным.

Зона плазменного упрочнения имеет значительно большие размеры, чем зона лазерного упрочнения. Рекомендации по оптимальному расположению модифицированной зоны при плазменной обработке приведены в работе [93]. При плазменной обработке резцов вдоль режущей кромки по любой технологической схеме (рис. 5.4, а, б) за счет краевого

эффекта благодаря наличию адиабатической границы упрочнению всегда подвергаются обе рабочие поверхности - и передняя, и задняя. Как возможный вариант упрочнения - последовательно по задней и передней поверхности (рис. 5.4, в) или наоборот - нецелесообразен, т. к. на одну из режущих граней выходит разупрочненная зона отпуска, что может привести к повышенному износу этого участка резца. Плазменная обработка по задней поверхности (рис 5.4, б) может быть использована для малонагруженного инструмента, работающего при пониженных скоростях резания. Однако в этом случае ограничено число переточек до удаления упрочненной зоны и повторного упрочнения. Кроме того, под влиянием равнодействующей силы резания может происходить скалывание упрочненной зоны.

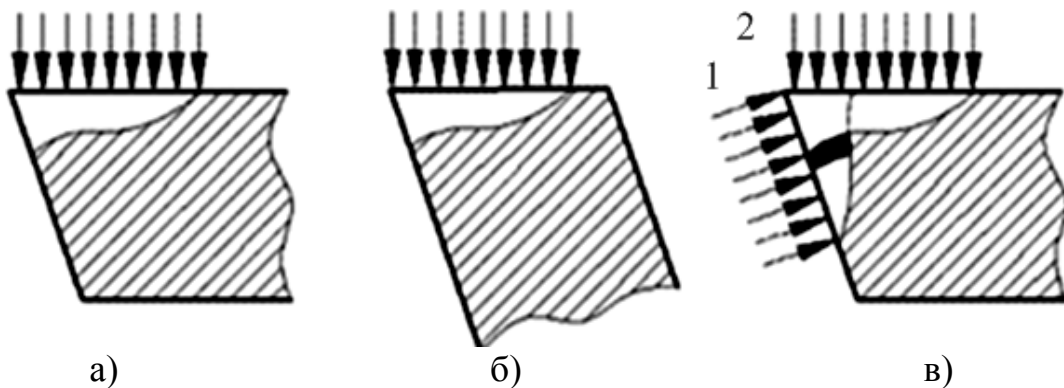


Рис. 5.4. Технологические схемы плазменного упрочнения резцов: а) – по передней поверхности; б) – по задней поверхности; в) – последовательно по задней и передней поверхности (1,2- последовательность обработки)

Более универсальной схемой упрочнения резцов является обработка по передней поверхности (рис. 5.4, а) [93, 149], в особенности для инструмента, работающего при высоких скоростях резания. Ширина упрочненной зоны на передней поверхности в этом случае составляет 10... 15 мм (в зависимости от режимов и кратности обработки, размеров инструмента), что повышает стойкость к образованию лунки и к износу передней поверхности (см. рис. 5.3, а, г).

Ширина упрочненной зоны на задней поверхности достигает 5 мм, что также в большинстве случаев превышает допустимый износ по этой

поверхности. Инструмент, упрочненный по такой схеме, лучше воспринимает усилия резания и может подвергаться значительно большему числу переточек до повторного упрочнения.

Для осуществления плазменной обработки по приведенным схемам была спроектирована технологическая установка, представленная на рис. 5.5.

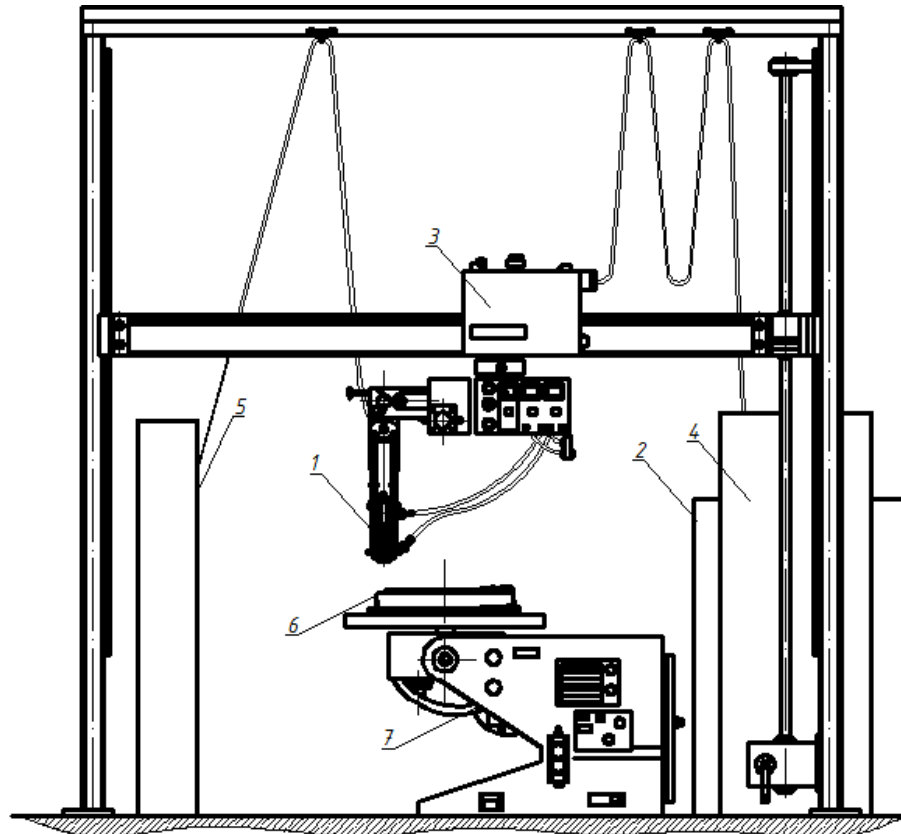


Рис. 5.5. Промышленная установка для плазменного модифицирования твердосплавного инструмента: 1 – плазмотрон; 2 – источник питания; 3 – механизм перемещения плазмотрона; 4 – система подачи плазмообразующего газа; 5 – система охлаждения; 6 – рабочий стол; 7 – система перемещения стола

Для базирования и закрепления пластин было спроектировано приспособление (рис. 5.6), которое представляет собой диск 1, на который крепится плита 2, с выполненными в ней направляющими пазами 7. Пазы служат для установки секций 10. Каждая секция снабжена съемными упорами 11, необходимыми для крепления твердосплавных пластин

различной геометрической формы. Максимальное количество секций – 8. Количество пластин, закрепляемых в одной секции – 9 шт. диск может крепиться на план-шайбу стандартного сварочного вращателя с помощью базирующего стакана 3.

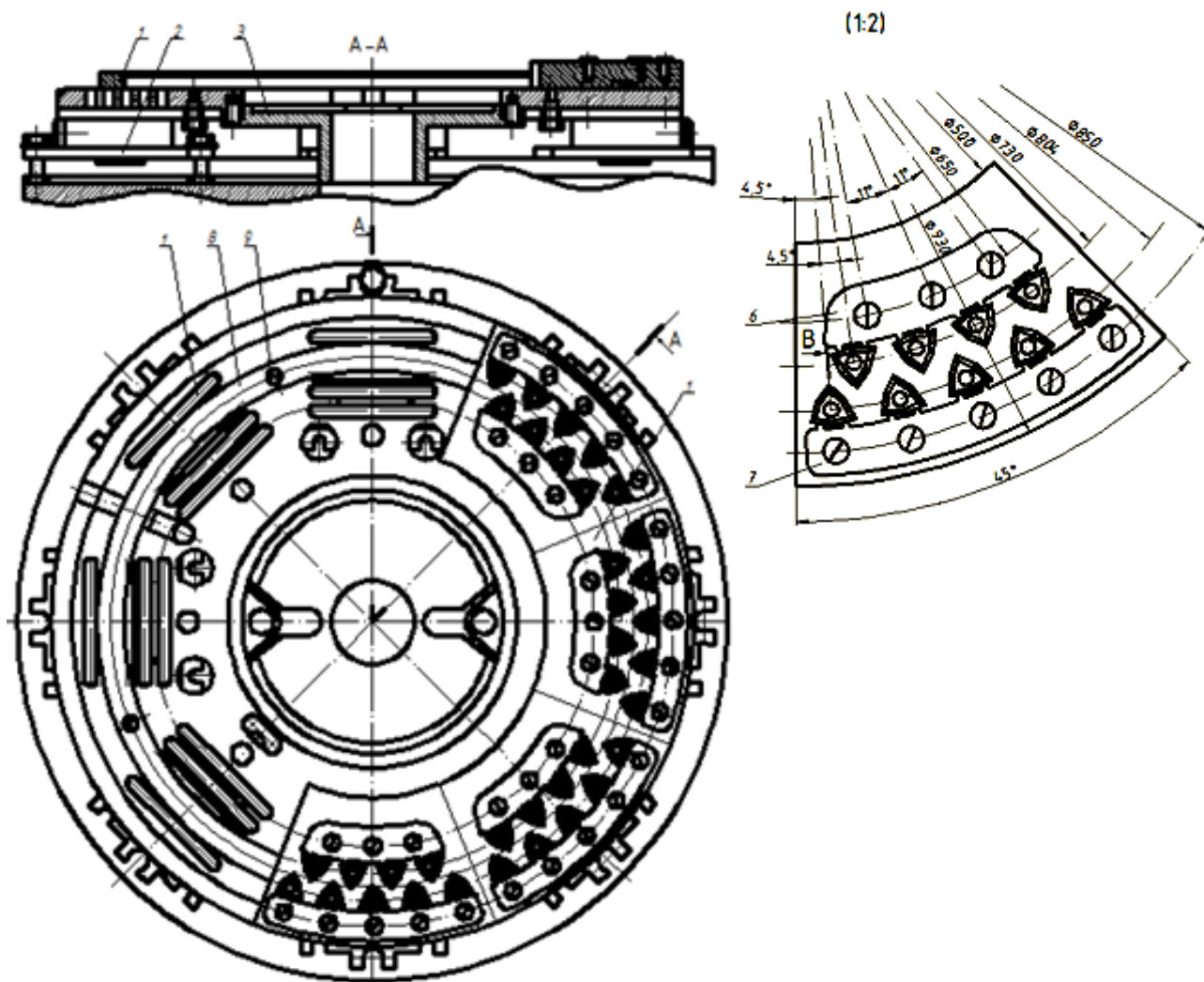


Рис. 5.6. Приспособление для закрепления твердосплавных пластин при плазменной обработке

5.3 Анализ стойкости твердосплавного инструмента после плазменного модифицирования

Для оценки достоверности разработанных положений проведены сравнительные лабораторные испытания контрольных и упрочненных многогранных неперетачиваемых пластин из сплавов ВК8 и Т5К10 и проанализированы наблюдаемые изменения в характере износа инструмента.

Для оценки стойкости пластин из твердых сплавов принята методика торцевого точения, предусматривающая проведение испытаний в режиме обработки торцов заготовки (рис. 5.7). Скорость менялась постоянно, что позволило получить усредненный результат стойкости для диапазона скоростей резания. Период стойкости инструмента определялся временем работы инструмента до достижения критерия затупления, т.е. временем от установки нового инструмента до затупления. На операциях, обеспечивающих требуемую точность или параметр шероховатости, период стойкости определяется временем, в течение которого инструмент обеспечивает получение требуемых параметров.

Испытания проводились на токарно-винторезном станке модели 16К20. Обрабатываемая заготовка – диск Ø180 мм с отверстием по центру Ø40 мм (рис. 5.7), материал – сталь 40Х. Для чистоты эксперимента охлаждающая жидкость не применялась, т.е. обработка проводилась в режиме сухого трения.

За критерий стойкости режущей кромки принимался износ задней грани пластин $h_3 = 0,5$ мм. Величина износа определялась на инструментальном микроскопе через интервалы времени за каждые 5 проходов. Период стойкости пластин определялся по формуле:

$$T_{cm} = t_o \cdot П, \quad (5.1)$$

где t_o – время одного прохода, мин;

$П$ – количество проходов до критического износа.

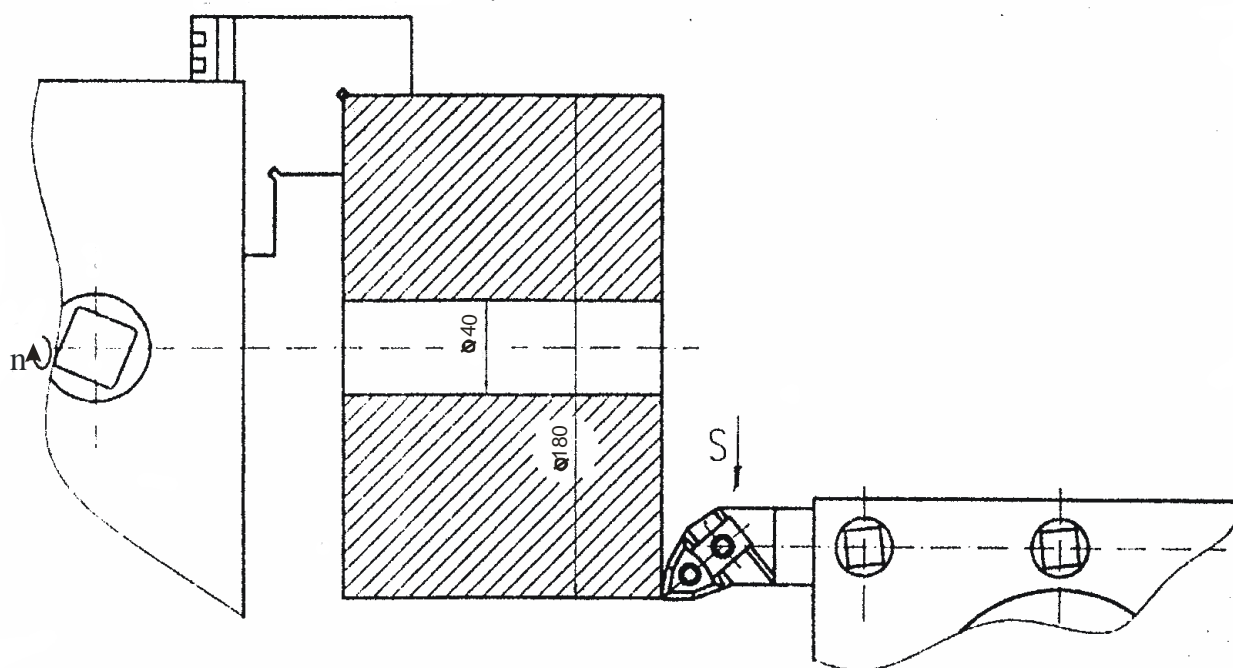


Рис. 5.7. Схема обработки при испытании твердосплавных пластин на стойкость. Режимы резания: $n = 630$ об/мин; $t = 1$ мм; $S = 0,037$ мм/об

Тогда коэффициент повышения стойкости упрочненных пластин составляет:

$$K_{ст} = \frac{T_{ст}^y}{T_{ст}^u}, \quad (5.2)$$

где $T_{ст}^y$ и $T_{ст}^u$ - соответственно периоды стойкости упрочненных и исходных (контрольных) пластин.

Результаты испытаний (средние значения для 10 пластин каждого типа) приведены на рис. 5.8.

Испытания показали, что для данных условий резания плазменное модифицирование приводит к значительному (в 2,5...3 раза) повышению стойкости твердосплавного инструмента.

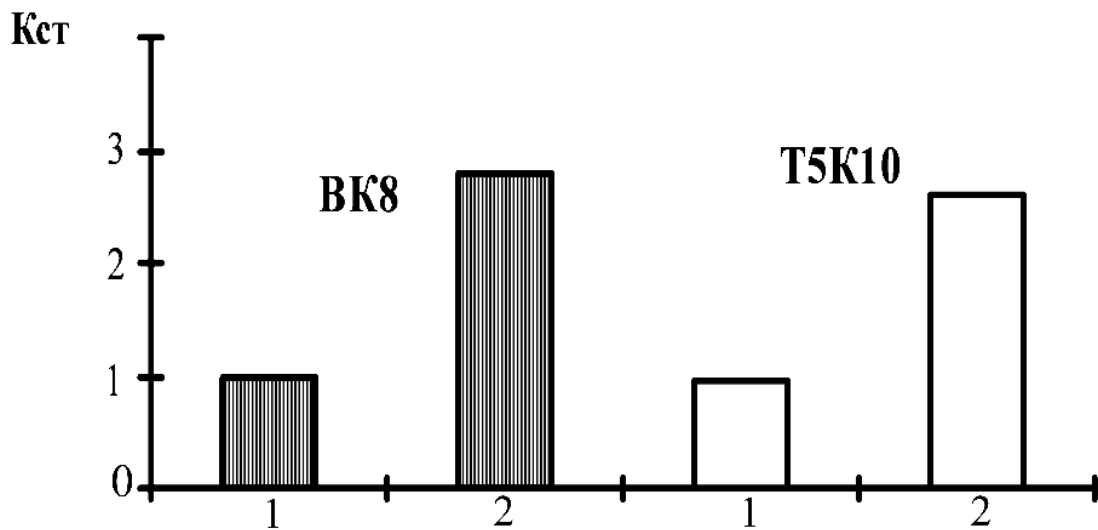


Рис. 5.8. Изменение коэффициента повышения стойкости режущих пластин: 1 – исходное состояние; 2 – плазменное модифицирование

После испытаний пластин выполнялся металлографический анализ структуры в области изношенной режущей кромки на задней поверхности. Исследования показали, что при резании неупрочненными пластинами (рис. 5.9, а) изнашивание режущей кромки имеет избирательный характер: вначале изнашивается относительно мягкая связующая фаза, затем отделяются оголенные твердые карбидные зерна, образуются поры и пустоты. Оставшиеся карбидные зерна под действием циклических нагрузок, подвергаются пластической деформации, в них проходят сдвиговые процессы, вызывающие дробление зерен на блоки. Ввиду отсутствия прочной адгезионной связи по межфазным границам процесс изнашивания режущей кромки ускоряется. И только на расстоянии ~ 50 мкм от кромки можно наблюдать исходную недеформированную структуру (рис. 5.9, а, II).

Качественно иной механизм изнашивания реализуется в модифицированных пластинах. Прочный, плотный и недеформированный карбидный каркас наблюдается практически у самой изношенной кромки (рис. 5.9, б, III). Износ становится более равномерным, уменьшается количество микросколов и выкрашиваний. Недеформированная и бездефектная структура упрочненного сплава наблюдается уже на

расстоянии порядка 10 мкм от изношенной режущей кромки (рис. 5.9, б, IV) [146].

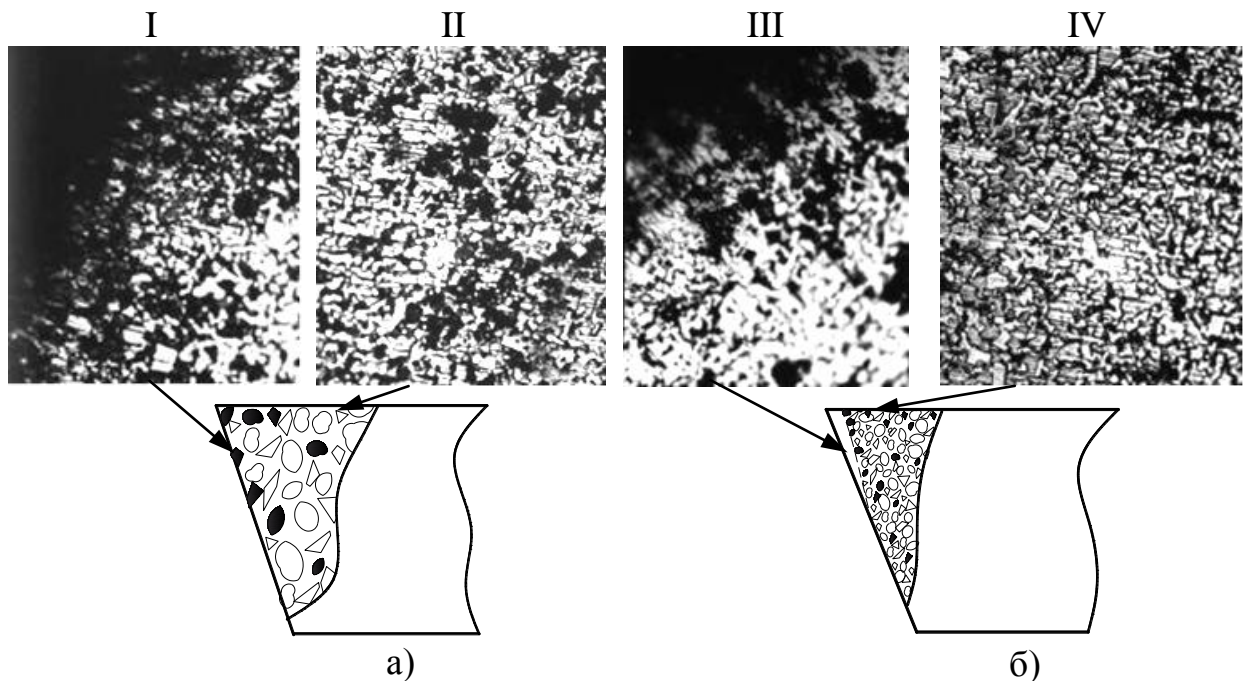


Рис. 5.9. Схема диффузионного износа в исходном состоянии (а) и после плазменного модифицирования (б) и микроструктура: I, III - у режущей кромки на задней поверхности; II - на расстоянии 50 мкм от кромки; IV - на расстоянии 10 мкм от кромки [146]

Таким образом, эксплуатационные испытания и исследования механизмов изнашивания упрочненного твердосплавного инструмента в полной мере подтвердили результаты исследований структуры и механизмов разрушения твердых сплавов после плазменного поверхностного модифицирования. Обработка твердых сплавов сверхмощной (до 30 кВт) высококонцентрированной плазменной струей приводит к образованию поверхностного слоя с ультрадисперсной структурой и повышенными эксплуатационными свойствами (твердости, прочности, износостойкости, трещиностойкости) благодаря качественному изменению механизмов разрушения и изнашивания. Это свидетельствует о возможности получения на режущей кромке инструмента твердых сплавов нового класса с

ультрадисперсной структурой. Это обусловлено дроблением исходных карбидных зерен, насыщением связки вольфрамом и, как следствие, ее дисперсионным твердением с выделением ультрадисперсных вторичных карбидов, а также повышением адгезионной связи карбидной и связующей фаз.

Опытно-промышленное опробование технологии плазменного модифицирования твердосплавного инструмента в условиях ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» и ОАО «Сервисный центр ТЯЖПРОММОНТАЖ» показало повышение стойкости инструмента в 1,46 ÷ 1,85 раз. (приложения 1, 2). Технология плазменного упрочнения рекомендована к промышленному внедрению на указанных предприятиях.

Выводы к разделу 5

1. Разработана методология управления структурообразованием при плазменном модифицировании инструментальных твердых сплавов с целью получения в поверхностном слое ультрадисперсной структуры с высоким уровнем эксплуатационных характеристик.

2. Структурная схема синтеза модифицированных слоев с ультрадисперсной структурой включает комплекс теоретических, экспериментальных и технологических исследований. Завершающим этапом анализа являются стойкостные испытания модифицированного инструмента.

3. На основании анализа условий нагружения и изнашивания твердосплавного инструмента разработаны технологические рекомендации по расположению модифицированной зоны на рабочей поверхности инструмента. Оптимальным является расположение модифицированной зоны на передней поверхности.

4. Спроектированы установка и приспособление для выполнения плазменной обработки в производственных условиях, позволяющие осуществлять закрепление твердосплавных пластин разной формы,

осуществление обработки под разным углом наклона и на разной удаленности от источника нагрева.

5. Стойкостные испытания пластин после плазменного модифицирования показали, что плазменное модифицирование приводит к повышению стойкости твердосплавного инструмента в 2,5...3 раза. Металлографические исследования материала режущей кромки после резания показали, что износ становится более равномерным, уменьшается количество микросколов и выкрашиваний. Недеформированная и бездефектная структура упрочненного сплава наблюдается уже на расстоянии порядка 10 мкм от изношенной режущей кромки, в то время, как для пластин в исходном состоянии это расстояние составляет порядка 50 мкм.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Анализ современного состояния и перспектив развития инструментальных твердых сплавов показал, что наиболее перспективными направлениями являются создание сплавов с ультрадисперсной структурой и поверхностная модификация – нанесение покрытий или обработка ВКИН. Вместе с тем нанесение покрытий имеет ряд существенных недостатков и характеризуется высокой стоимостью и сложностью оборудования.

2. Наиболее перспективным и актуальным является развитие методов поверхностного модифицирования обработкой высококонцентрированными источниками нагрева. Наиболее доступной, экономичной и производительной является обработка высококонцентрированной плазменной струей. Однако многие теоретические и прикладные вопросы плазменного модифицирования (математическое моделирование, структура и эксплуатационные свойства) остаются не изученными.

3. Для определения оптимальных параметров плазменного модифицирования разработана математическая модель, которая на основании решения дифференциального уравнения теплопроводности в нелинейной постановке, учитывает теплофизические свойства твердых сплавов. Разработанная инженерная методика расчета оптимальных режимов, основанная на решении уравнения теплопроводности с использованием программного пакета MSC.Nastran позволяет решать как прямую задачу – вычисление T_{max} и W при заданных условиях обработки, так и обратную задачу – вычисление требуемых (оптимальных) режимов плазменной обработки (I , q , V). С использованием разработанной математической модели выполнены расчеты параметров термического цикла плазменного нагрева твердосплавных пластин. Рассчитаны оптимальные режимы плазменного модифицирования пластин из твердого сплава, которые обеспечивают образование в модифицированном слое ультрадисперсной структуры.

4. На основании металлографических и рентгеноструктурных исследований установлены закономерности структурных превращений в твердых сплавах при нагреве высококонцентрированной плазменной струей. Установлено, что максимальный эффект упрочнения для сплавов типа ТК и ВК ($HV \approx 1700$) достигается при плазменной обработке без оплавления композиции с превращениями в карбидах и связке. Создаются условия, при которых происходит дисперсионное твердение пересыщенной легирующими элементами связки с выделением ультрадисперсных частиц карбидов ($d_k \approx 0,1 \dots 0,5$ мкм), вторичных карбидов.

5. Усовершенствована методика локальных микроиспытаний и исследована трещиностойкость твердых сплавов после плазменного модифицирования. Установлено, что плазменное модифицирование приводит к повышению трещиностойкости K_{Ic} твердых сплавов на 20% в сравнении с исходным состоянием. Повышение трещиностойкости твердых сплавов связано с измельчением и перегруппировкой исходной карбидной фазы, насыщением цементирующей связки дисперсными вторичными карбидами, что приводит к изменению величины удельных контактных поверхностей (межфазных границ) «карбид-карбид» и «карбид-связка» - наиболее слабых звеньев композиции.

6. Впервые разработаны теоретические модели разрушения твердых сплавов в модифицированном состоянии. Установлено, что дополнительным фактором повышения трещиностойкости модифицированных твердых сплавов является рассеяние энергии разрушения благодаря образованию мезоструктурных ансамблей.

7. Разработана методология управления структурированием в твердых сплавах, представляющая собой совокупность последовательных теоретических, экспериментальных и технологических исследований, которые направлены на формирование в поверхностном слое инструментального материала структуры, обеспечивающей высокий уровень характеристик конструкционной прочности. На основании проведенных

исследований впервые разработана структурная схема синтеза модифицированных слоев с ультрадисперсной структурой. Впервые разработаны на основании анализа усовершенствования нагружения и изнашивания технологические рекомендации по расположению модифицированной зоны на рабочей поверхности инструмента. Оптимальным считается расположение на передней поверхности. Спроектированы установка и приспособление для выполнения плазменной обработки в производственных условиях, позволяющие осуществлять закрепление твердосплавных пластин разной формы, осуществление обработки под разным углом наклона и на разной удаленности от источника нагрева.

8. Стойкостные испытания пластин после плазменного модифицирования показали, что плазменное модифицирование приводит к повышению стойкости твердосплавного инструмента в 2,5...3 раза. Металлографические исследования материала режущей кромки после резания показали, что износ становится более равномерным, уменьшается количество микросколов и выкрашиваний. Недеформированная и бездефектная структура упрочненного сплава наблюдается уже на расстоянии порядка 10 мкм от изношенной режущей кромки, в то время, как для пластин в исходном состоянии это расстояние составляет порядка 50 мкм.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лоладзе Т. Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента / Т. Н. Лоладзе. – М. : Машиностроение, 1982. – 320 с.
2. Трент А. П. Резание металлов [пер. с англ. под ред. Г. И. Айзенштока] / А. П. Трент. – М. : Машиностроение, 1980. – 263 с.
3. Григорьев С. Н. Методы повышения стойкости режущего инструмента: учебник для студентов вузов / С. Н. Григорьев. – М. : Машиностроение, 2009. – 368 с.: ил.
4. Авакян Р. Е. Особенности изнашивания режущего инструмента при непрерывном резании и некоторые методы повышения его износостойкости / Р. Е. Авакян, Л. А. Мутафян // Сборник трудов международной научно-технической конференции «Машиностроительные технологии и техника автоматизации - 2012» - Ереван, 2012. –
5. Ташлицкий Н. И. Особенности изнашивания твердосплавного инструмента при прерывистом резании / Н. И. Ташлицкий // Вестник Машиностроения. – 2005. - № 7. – С. 55-56.
6. Подураев В. Н. Резание труднообрабатываемых материалов / В. Н. Подураев. - М. : Высшая школа. 1974. – с. 587.
7. Шестакова Ж. В. Оценка стойкости торцевой фрезы по критерию усталостного разрушения / Ж. В. Шестакова // Изв. вузов, Машиностроение. 2005. - № 3. – С. 51-60.
8. Грубый С. В. Теоретические исследования процесса изнашивания лезвийных инструментов / С. В. Грубый // Вестник машиностроения. – 2006. - № 2. – С. 44-50.
9. Сидоренко Л. С. Расчет параметров лунки износа на передней поверхности инструмента при резании углеродистых сталей / Л. С. Сидоренко // Вестник машиностроения. – 2003. – № 2. – С. 39-44.

10. Стрельцов В. А. Исследование процесса контактирования задней поверхности инструмента с обрабатываемой поверхностью / В. А. Стрельцов // Вестник машиностроения. – 2001. - № 10. – С. 38-41.
11. Мазур Н. П. Определение контактных нагрузок и коэффициента трения на задней поверхности режущих инструментов / Н. П. Мазур, Я. Н. Гладких, В. В. Милько // Резание и инструмент в технологических системах. – Харьков : НТУ «ХПИ», 2001. – Вып. 60. – С. 128-132.
12. Шашок А. В. Оценка надежности функционирования режущего инструмента на операциях токарной обработки / А. В. Шашок // Вестник машиностроения. – 2002. - № 9. – С. 60-63.
13. Деревянченко А. Г. Совершенствование процесса многоуровневого диагностирования состояний режущих инструментов / А. Г. Деревянченко, Д. А. Криницын, Л. В. Бовнегра // Високі технології в машинобудуванні. – Харків : НТУ «ХПИ», 2008. – Вип. 2. – С. 109-118.
14. Новиков Н. В. Концепция инструментальной программы Украины / Н. В. Новиков, А.А. епелев, В.И. Лавриненко // Инструментальный світ. – 4.1 – 2005. – № 1. – С. 4-7; 4.2 – 2005. – № 2. – С. 4-7.
15. Бондаренко В. П. Производство и применение спеченных твердых сплавов WC-TiC-Co WC-TiC-(Ta, Nb)C-Co в Украине (обзор) / В. П. Бондаренко, А. Ф. Лисовский, Н. М. Прокопив // Инструментальный світ. – 2007. - № 1. – С. 13-20.
16. Казьміна О.П. Проблеми ринку високотехнологічної твердосплавної продукції // Инструментальный світ. – 2007. – № 2. – С. 11-15.
17. Верещака А. С. Анализ некоторых тенденцій развития производственных технологических сред / А. С. Верещака // Резание и инструмент в технологических системах. – Харьков : НТУ «ХПИ», 2005. – Вып. 68. – С. 58-83.

18. Клименко С. А. Влиянием структурного состояния твердых сплавов на износ режущего инструмента / С. А. Клименко, Ю. А. Мельничук // Инженерия поверхности и реновация изделий: Мат. 8-й международной научно-технической конференции. – К.: АТМ Украины, 2008. – С. 93-95.
19. Прокопив Н. М. Влияние термокомпрессионной обработки сменных многогранных пластин из сплава Т5К10 на повышение эффективности чернового точения стальных вагонных осей / Н. М. Прокопив, О. В. Харченко, Н. В. Новиков, А. Д. Чепурной, П. А. Терехов // Инструментальный світ. – ч. 1. – 2008. – № 4. – С. 13-16; ч. 2. – 2009. – № 1. – С. 4-9.
20. Прокопив Н. М. Влияние условий спекания сплава ВК10ОМ на кинетику и механизмы износа его в условиях чистового и ударного точения / Н. М. Прокопив, В. П. Бондаренко, О. В. Харченко, И. В. Цап // Резание и инструмент в технологических системах. – 2008. – № 75. – С. 312-327.
21. Haglund S. Solid state sintering of cemented carbides – an experimental study / S. Haglund, J. Agren, B. Uhrenis // Zh. Metallk. – 1998. – 89, № 5. – p. 316-322.
22. Missiaen J.-M. A general morphological approach of sintering kinetics: Application to WC-Co solid phase sintering / J.-M. Missiaen, S. Roure // Acta Materialia. – 1998. – 46, № 11. – p. 3985-3993.
23. Лаптев А. В. Возможности метода высокоэнергетического горячего прессования в вакууме для создания материалов с ультратонкой структурой и высокой прочностью / А. В. Лаптев // Порошковая металлургия. – 2001. – № 3-4. – С. 8-19.
24. Толочин А. И. Новый подход к процессу получения ультратонких твердых сплавов и композитов / А. И. Толочин, А. В. Лаптев // Мир техники и технологий. – 2004. – № 12. – С. 36-37.

25. Лисовский А. Ф. Формирование градиентной структуры в спеченных твердых сплавах (обзор) / Сверхтвердые материалы. – 2010. – № 4. – С. 36-53.
26. Лисовский А. Ф. Технология ОМР увеличивает ресурс работы спеченных твердосплавных изделий / А. Ф. Лисовский // Инструментальный світ. – 2005. - № 2. – С. 8-9.
27. Николаенко А. Н. Иерархическая структура, уровни описания, классификация моделей и анализ процессов уплотнения порошковых материалов / А. Н. Николаенко, М. С. Ковальченко // Порошковая металлургия. – 1989. – № 6. – С. 29-33.
28. Лисовский А. Ф. Формирование мезоструктур в спеченных твердых сплавах / А. Ф. Лисовский // Порошковая металлургия. – 2001. - № 1/2. – С. 91-99.
29. Лебедева А. А. Наноматериалы и нанотехнологии / А. А. Лебедева, К. З. Гордашник, Е. М. Чистяков // Инструментальный світ. – 4.1. – 2005. - № 3. – С. 8-9.
30. Панов В. С. Нангтехнологии в производстве спеченных твердых сплавов WC-Co / В. С. Панов // Инструментальный світ. – 4.1. – 2006. - № 1. – С. 9-11; 4.2. – 2004. - № 2. – С. 16-18.
31. Федотьев Н. А. Отечественный твердосплавный инструмент: сырьевая проблема и пути ее преодоления / Н. А. Федотьев, А. Ф. Саленко, Н. А. Федотьев // Оборудование и инструмента. – 2005. - № 2. – С. 6-12.
32. Савченко Ю. В. Новая технология переработки твердосплавных отходов / Ю. В. Савченко, А. А. Сытник // Инженерия поверхности и реновация изделий: Мат. 8-й международной научно-технической конференции. – К. : АТМ Украины, 2008. – С. 308.
33. Schubert W. D. Ultrafineand nano-graded hardmetals “State-of-the Art” – their properties and applications / W. D. Schubert // Современные

- спеченные твердые сплавы: сб. науч. трудов. – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2008. – 344 с.
34. Верещака А. С. Композиционные износостойкие покрытия для режущего инструмента / А. С. Верещака, М. Ш. Мигранов, Л. Ш. Шустор // Резание и инструмент в технологических системах. – 2008. – Вып. 75. – С. 57-62.
35. Fox-Rabinovich G. S. Characteristic features of alloying HSS- based deformed compound powder materials with consideration for tool self-organization at cutting // *Wear*. – 1997. – V. 206. – p. 214-220.
36. Сладков Д. В. Повышение эффективности точения стали твердосплавным инструментом с износостойким покрытием (Ti,Al)N на основе управления его составом и свойствами // Резания и инструмент в технических системах. – 2003. – Вып. 65. – С. 143-150.
37. Lierat F. The main trends of vacuum-ARC technology synthesis of multilayer coating for cutting tool perfection / IX Internationals productions technisches colloquium PTK -98. – Berlin, 1998. – p. 211-225.
38. Табаков В. П. Разработка многослойных покрытий для условий прерывистого резания / В. П. Табаков, М. Ю. Смирнов, А. В. Циркин // Резание и инструмент в технологических системах. – 2005. – Вып. 69. – С. 301-310.
39. Лопатин Ю. М. Режущие сменные многогранные пластины ОАО «КЗТС» из новых твердых сплавов с многослойными CVD-покрытиями для точения / Ю. М. Лопатин // Инструментальный світ. – 2009. - № 2. – С. 31-35.
40. Коняшин И. Ю. О причинах различной стойкости твердосплавного режущего инструмента с покрытиями, полученными разными методами / И. Ю. Коняшин, В. Ю. Леонов, А. И. Аникеев и др. // Порошковая металлургия. – 1989. – № 10. – С. 87-93.
41. Табаков В. П. Механизм разрушения износостойких покрытий режущего инструмента в процессе резания / В. П. Табаков, М. Ю. Смирнов,

- А. В. Циркин // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. – N 6. – С. 41-45.
42. Сидорова Е. В. Виды и методы анализа повреждений инструментов с износостойкими покрытиями // Оборудование и инструмент для профессионалов. серия - Металлообработка. – 2009. – № 5. – С.70-71.
43. Дудник С. Ф. Нанотехнологии-промышленные технологии XXI века / А. В. Сагалович, С. Ф. Дудник, В. В. Сагалович // Оборудование и инструмент. – 2005. – Т. 6. – С. 46- 49.
44. Мигранов М. Ш. Исследование износостойких покрытий для режущего инструмента с нанокристаллической структурой // Известия ВУЗов. Машиностроение. – 2005. – № 1. – С. 56-62.
45. Fox-Rabinovich G. S. Nano-crystalline filtered arc deposited (FAD) TiAlN PVD coatings for high-speed machining applications / G. S. Fox-Rabinovich, G. C. Weatherly, A. I. Dodonov // Surface and Coatings Technology. – 2004. – № 177-178. – p. 800-811.
46. Клименко С. А. Перспективные защитные покрытия для лезвийных инструментов / С. А. Клименко // Инструментальный світ.– 2004. – № 3 (23). – С. 4–7.
47. Антонюк В. С. Дискретні покриття на різальному інструменті / В. С. Антонюк, О. Б. Сорока, Б. А. Ляшенко, А. В. Рутковський // Проблемы прочности. – 2007. – № 1. – С. 138-143.
48. Антонюк В. С. Выбор параметров покрытий дискретной структуры при модификации поверхности режущего инструмента / В. С. Антонюк, Б. А. Ляшенко, Е. Б. Сорока // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2005. – № 3. – С. 49-50.
49. Сергеев В. П. Влияние ионно-пучковой обработки на структуру и трибомеханические свойства покрытий TiN / В. П. Сергеев, М. В. Федорищева [и др.] // Физика и химия обработки материалов. - 2008. – № 2. – С. 10-13.

50. Pelleg J. Reactive-sputter-deposited TiN films on glass substrates / *Thin solid films*. – 1991. – V. 197. – p. 117-128.
51. Верещака А. С. Высокоэффективные многослойно-композиционные покрытия с наноразмерными слоями для режущего инструмента / А. С. Верещака, А. А. Верещака, Л. Г. Дюбнер // *Резание и инструмент в технологических системах*. – Харьков : НТУ «ХПИ», 2005. – Вып. 69. – С. 21–36.
52. Тополянский П. А. Исследование ионно-плазменных износостойких покрытий на инструментальных сталях / П. А. Тополянский // *Металлообработка*. 2004. – № 1. – С. 24 - 30.
53. Лошак М. Г. Прочность и долговечность твердых сплавов / М. Г. Лошак – К. : Наукова думка, 1984. – 218 с.
54. Третьяков В. И. Основы металловедения и технологии производства твердых сплавов. – М. : Металлургия, 1976. – 588 с.
55. Лошак М. Г. Термическая обработка твердых сплавов // *Порошковая металлургия*. - 1981. - № 5. - С. 83-90.
56. Александрова Л. И. Рентгенографическое исследование термообработанных твердых сплавов W-Co / Л. И. Александрова, М. Г. Лошак, Т. Б. Горбачева, А. В. Варакина // *Порошковая металлургия*. – 1986. – № 5. – С. 93 – 98.
57. Богодухов С. И. Структура спеченного твердого сплава ВК8 после термической обработки / С. И. Богодухов, Е. А. Шеин, К. А. Голявин // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2009. – № 9. – С. 43-47.
58. Паустовский А. В. Влияние импульсного лазерного излучения на структуру твердых сплавов типа ВК, ТК, ТТК / А. В. Паустовский, И. П. Горбунова, В. А. Мельникова и др. // *Порошковая металлургия*. - 1992. - № 1. - С. 37-41.
59. Подураев В. Н. Упрочнение твердосплавного инструмента лазерным и радиационным излучением / В. Н. Подураев, А. В. Диваев,

- А. Э. Сенченко, Б. В. Шемаев // Станки и инструмент. – 1990. – № 9. – С. 18 – 20.
60. Гуреев Д. М. Влияние лазерного излучения на характер износа твердосплавного режущего инструмента / Д.М. Гуреев, С.И. Ярьско, А.П. Лалетин, А.Л. Петров // Трение и износ. – 1989. – Т. 10. – № 4. – С. 674 – 680.
61. Ярьско С. И. Повышение эксплуатационных характеристик твердосплавного инструмента при лазерной обработке / С. И. Ярьско // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – № 5. – С. 18 – 22.
62. Бекренев А. Н. Влияние структурнофазовых превращений в инструментальных материалах при лазерной термообработке на износостойкость режущего инструмента / А.Н. Бекренев и др. // Физика и химия обработки материалов. – 1990. – № 2. – С. 35-38.
63. Гуреев Д. М. Влияние импульсного лазерного излучения на состояние кобальтовой прослойки твердых сплавов / Д. М. Гуреев, А. П. Лалетин, В.Н. Чулкин, С.И. Ярьско // Физика и химия обработки материалов. – 1990. – № 1. – С. 51–54.
64. Гуреев Д. М. О состоянии тонкой структуры карбидов в твёрдом сплаве ВК8 в зоне импульсной лазерной обработки / Д. М. Гуреев, А. П. Лалетин, В. И. Чулкин, С. И. Ярьско // Физика и химия обработки материалов. – 1987. – № 6. – С. 36-40.
65. Ярьско С. И. Особенности износа режущего инструмента после лазерного упрочнения на воздухе и в среде инертного газа / С. И. Ярьско // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. – № 3. – С. 40-43.
66. Ковальченко М. С. Структурные изменения поверхности карбидотитановых и карбидовольфрамowych твердых сплавов с никелевой связкой под действием лазерного излучения / М. С. Ковальченко, А. В. Паустовский, В. Н. Минаков // Порошковая металлургия. – 1995. - № 9/10. – С. 67-71.

67. Гуреев Д. М. Исследование структурных превращений в твердом сплаве ВК8 в зоне импульсного лазерного облучения / Д. М. Гуреев и др. // Физика и химия обработки материалов. – 1986. – № 5 – С. 46-50.
68. Сафонов А. Н. Основные направления эффективного использования лазерной техники для термической обработки сплавов / А. Н. Сафонов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1997. - № 7. – С. 2-6.
69. Справочник по технологии лазерной обработки / Под ред. В. С. Коваленко. - К. : Техника, 1985. -167 с.
70. Петренко П. В. Структурно-фазовые превращения в твердых сплавах WC-Co-сплавах при облучении / Воздействие потоков энергии на материалы / П. В. Петренко, Н. А. Мельникова, Н. П. Кулиш, Ю. Е. Грабовский, А. Л. Грицкевич // Физика и химия обработки материалов. – 2005. – № 2 . – С. 23-31.
71. Коршунов А. Б Упрочнение твердосплавных пластин с кобальтовой связкой ионизирующим облучением / А. Б. Коршунов и др. // Физика и химия обработки материалов. – 1997. – № 3 – С. 5-9.
72. Тимошников Ю. А. Изменение структурно-фазового состояния сплава ВК8 под воздействием потока гамма-квантов / Ю. А. Тимошников, А. А. Клопотов, Ю. Ф. Иванов // Изв. вузов. Чёрная металлургия. – 2001. – № 4. – С. 40-43.
73. Петренко П. В. Структурно-фазовые превращения в твердых сплавах WC-Co при облучении низкопоточным электронным пучком / П. В. Петренко и др. // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – № 3 . – С. 29-39.
74. Самогугин С. С. Инструментальные материалы: свойства и упрочнение // С. С. Самогугин, В. А. Мазур, Л. К. Лещинский, Ю. С. Самогугина. – Мариуполь :ПГТУ, 2013. – 430 с.
75. Поверхностное упрочнение инструментальных сталей и сплавов при нагреве высоконцентрированной плазменной струей /

- С. С. Самоутугин, О. Ю. Нестеров, В. А. Мазур, Д. А. Черевко, О. М. Шеремета // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2005. – № 3. – С. 23–28.
76. Лещинский Л. К. Плазменное поверхностное упрочнение / Л. К. Лещинский, С. С. Самоутугин, И. И. Пирч, В. И. Комар. – К. : Техника, 1990. – 109 с.
77. Петрова Л. Г. Прогнозирование упрочнения металлов и сплавов на основе методологии управления структурообразованием / Л. Г. Петрова, О. В. Чудина // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2007. - № 7. – С. 3-11.
78. Соснин Н. А. Плазменные технологии / Н. А. Соснин, С. А. Ермаков, П. А. Тополянский. СПб: Издательство Политехнического университета, 2008. – 406 с.
79. Самоутугин С. С. Плазменное упрочнение инструментальных материалов // С. С. Самоутугин, Л. К. Лещинский. – Донецк : Новый мир, 2002. – 338 с.
80. Самоутугин С. С. Обработка поверхности спеченных твердых сплавов высококонцентрированной плазменной струей / С. С. Самоутугин, А. В. Ковальчук, В. М. Овчинников // Сварочное производство. – 1994. - № 2. – С. 17-20.
81. Самоутугин С. С. Структура и трещиностойкость твердых сплавов при плазменной обработке / С. С. Самоутугин, О. И. Новохацкая, В. М. Овчинников // Сварочное производство. – 1995. - № 12. – С. 26-29.
82. Самоутугин С. С. Вязкость разрушения твердых сплавов, упрочненных плазменной обработкой / С. С. Самоутугин // Физика и химия обработки материалов. – 1997. – № 4 . – С. 45-51.
83. Залкин В. М. Некоторые аспекты теории эвтектических сплавов в свете новых экспериментальных данных / В. М. Залкин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1993. - № 11. – С. 2-7.

84. Горелик С. С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С. С. Горелик, Я. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М. : Metallurgy, 1971. – 369 с.
85. Васильев Д. М. Дифракционные методы исследования структуры / Д. М. Васильев. – М. : Metallurgy, 1997. – 247 с.
86. Горбачева Т. Б. Рентгенография твердых сплавов / Т. Б. Горбачева. – М. : Metallurgy, 1985. – 102 с.
87. Самотугин С. С. Оптимизация конструкции плазмотрона для поверхностного упрочнения материалов / С. С. Самотугин, И. И. Пирч, В. А. Мазур // Сварочное производство. – 2012. – № 12. – С. 32-35.
88. Даутов Г. Ю. Плазмтроны со стабилизированными электрическими дугами / Г. Ю. Даутов, В. Л. Дзюба, И. Н. Карп. – К. : Наукова думка, 1984. – 168 с.
89. Пархоменко В. Д. Математическое моделирование процесса плазменной обработки углеродистой стали / В. Д. Пархоменко, М. В. Крыжановский // Физика и химия обработки материалов. – 1989.- № 4. – С. 40-44.
90. Гинзбург Е. Г. Исследование процессов микроплазменной закалки сталей / Е. Г. Гинзбург, О. С. Кобяков, М. А. Геллер и др. // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallorv. – 1988. - № 5. – С. 10-13.
91. Теория сварочных процессов / под ред. В.В. Фролова – М. : Высшая школа, 1988. – 559 с.
92. Коваленко В. С. Лазерная технология / В. С. Коваленко. – К. : Вища школа, 1989. – 280 с.
93. Григорьянц А. Г. Основы лазерной обработки материалов / А. Г. Григорьянц. – М. : Машиностроение, 1989.- 304 с.
94. Коротков В. А. Плазменная закалка со сканируемой дугой без оплавления поверхности / В. А. Коротков, О. В. Трошин, А. А. Бердников // Физика и химия обработки материалов. – 1995. - № 2. – С. 101-106.

95. Лыков А. М. Плазменное термоупрочнение сталей / А. М. Лыков, В. Г. Почепаев, Ю. Г. Редькин и др. // Физика и химия обработки материалов. – 1997. - № 3. – С. 27-32.
96. Барашков А. С. Расчет теплового процесса упрочнения стали при нагреве равномерно распределенными источниками / А. С. Барашков // Физика и химия обработки материалов. – 2000. - № 4. – С. 82-89.
97. Рудаков К. Н. FEMAP 10.2.0. Геометрическое и конечно-элементное моделирование конструкций. – К. : КПИ, 2011. – 317 с., ил.
98. Новиков Н. В. Методы микроиспытаний на трещиностойкость / Н. В. Новиков, С. Н. Дуб, С. И. Булычев // Заводская лаборатория. – 1988. - № 7. – С. 60-67.
99. Evans A. G. Fracture toughness determination by indentation / A. G. Evans, E. A. Charles // Journal of American ceramic society, 1976. – V. 59. - № 7-8. – P. 371-372.
100. Новиков Н. В. Трещиностойкость кристаллических и композиционных сверхтвердых материалов / Н. В. Новиков, А. А. Майстренко // Физико-химическая механика материалов. – 1983. - № 4. – С. 46-53.
101. S. N. Dub, A. L. Maistrenko, Reliability of ceramics fracture toughness measurements by indentation, In: Fracture Mechanics of Ceramics, Vol. 10. Ed. by R.C. Brandt, D.P.H. Hasselman, D. Munz, M. Sakai and V. Ya. Shevchenko, Plenum Press, New York, 1992, pp. 109-118.
102. Чернявский К. С. Распространение трещин в структуре сплавов WC-Co при различных видах нагружения / К. С. Чернявский, В. И. Туманов, Л. А. Конюхова и др. // Исследование и разработка твердых сплавов: сб. – м., 1988. – С. 24-32.
103. Резников А. Н. Тепловые процессы в технологических системах / А. Н. Резников, Л. А. Резников. – М. : Машиностроение, 1990. – 288 с.
104. Калия М. А. К вопросу о механизме упрочнения твердых сплавов термической обработкой / М. А. Калия, М. Г. Лошак // Порошковая металлургия. – 1991. - № 1. – С. 94-96.

105. Roebuk B. Deformation and fracture processes and the physical metallurgy of WC-Co hard metals / B. Roebuk, E. A. Almond // International metals review. – 1988. – № 2. – P. 90-110.
106. Очкасов В. Ф. Трещиностойкость твердых сплавов WC-Co / В. Ф. Очкасов, Т. И. Красина // Цветные металлы. – 1990. – № 1. – С. 107-110.
107. Мороз Л. С. Механика и физика деформаций и разрушения материалов / Л. С. Мороз. – Л. : Машиностроение, 1984. – 224 с.
108. Хеллан К. Введение в механику разрушения / К. Хеллан [пер. с англ. под ред. Е. М. Морозова]. – М. : Мир, 1988. – 694 с.
109. Лисовский А. Ф. Формирование мезоструктур в спеченных твердых сплавах / А. Ф. Лисовский // Порошковая металлургия. – 2001. – № 1/2. – С. 91-99.
110. Лисовский А. Ф. Спеченные твердые сплавы: самоорганизация дефектов и концепция формирования структуры / А. Ф. Лисовский // Сверхтвердые материалы. – 2001. – № 6. – С. 48-53.
111. Девин Л. Н. Прочность инструментальных материалов при однократном ударном нагружении / Л. Н. Девин, В. Д. Вайсбанд // Проблемы прочности. – 1992. – № 7. – С. 33-40.
112. Уманский Я. С. Рентгенография металлов и полупроводников // Я. С. Уманский. – Металлургия, 1969. – 496 с.
113. Чапорова И. Н. Структура спеченных твердых сплавов / И. Н. Чапорова, К. С. Чернявский – М. : Металлургия, 1975. – 247 с.
114. Ettmayer P. Hardmetals and cermets / P. Ettmayer // Annual revye of materials sciences. – 1989. – V. 19. – P. 145-164.
115. Кюбарсепп Я. П. Показатели работоспособности карбидосталей / Я. П. Кюбарсепп // Порошковая металлургия. – 1990. - № 2. – С. 48-53.
116. Кремнев Л. С. Особенности разрушения инструментальных материалов / Л. С. Кремнев // Металловедение и термическая обработка металлов – 1994. - № 4. – С. 17-22.

117. Лаптев А. В. Почему ультрамелкодисперсных сплавов WC-Co нет среди ударопрочного инструмента / А. В. Лаптев, А. И. Толочин // Мир техники и технологий. – 2004. - № 11. – С. 38-39.
118. Горбатенко В. В. Характер зношування твердосплавних дискових прокатних валків / В. В. Горбатенко // Металознавство та обробка металів. - № 3. – С. 30-32.
119. Прокопів Н. М. Влияние условий спекания сплава VK10-OM на кинетику и механизмы износа его в условиях чистового и ударного точения / Н. М. Прокопів, В. П. Бондаренко, И. В. Цап // Резание и инструмент в технических системах. – 2008. – Вып. 75. – С. 312-327.
120. Самоутугин С. С. Исследование износа твердосплавного инструмента после плазменной модификации / С. С. Самоутугин, Е. В. Кудинова // Университетская наука 2014. Тезисы докладов международной н.-техн. конф. – Мариуполь : ПГТУ. – 2014. – Т. III – С. 111-113.
121. Кабалдин Ю. Г. Механизмы разрушения твердосплавного инструмента при прерывистом резании / Ю. Г. Кабалдин, А. А. Бурков, С. В. Виноградов // Вестник машиностроения. – 2000. – № 5. – С. 31-35.
122. Верещака А. С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями / А. С. Верещака. – М. : Машиностроение, 1993. – 336 с.
123. Григорьянц А. Г. Методы поверхностной лазерной обработки / А. Г. Григорьянц. – М. : Высшая школа, 1987. – 191 с.
124. Сальников А. С. Износостойкость карбидных пленок / А. С. Сальников // Металловедение и термическая обработка металлов – 1993. - № 4. – С. 15-19.
125. Лавріненко В. І. Вплив плазмової обробки на зміну елементного складу поверхні робочого шару твердосплавного інструменту, її шорсткості та зносостійкості / В. І. Лавріненко, Б. В. Ситник,

- В. О. Скрябін та ін. // Сверхтвердые материалы. – 2010. - № 4. – С. 64-69.
126. Миркин Л. И. Упрочнение твердого сплава при воздействии светового луча / Л. И. Миркин, Н. Ф. Пилипецкий // Известия АН СССР. Металлы. – 1967. - № 3. – С. 137-140.
127. Филимоненко В. Н. Упрочнение вольфрам-кобальтовых твердых сплавов излучением ОКГ / В. Н. Филимоненко, А. И. Журавлев, Г. А. Исхакова // Электрофизические и электрохимические методы обработки. – 1980. – Вып. 5. – С. 6-10.
128. Гуреев Д. М. Влияние импульсного лазерного излучения на состояние кобальтовой прослойки твердых сплавов / Д. М. Гуреев, А. Н. Лалетин, А. П. Чулкин и др. // Физика и химия обработки материалов. – 1990. - № 1. – С. 51-54.
129. Самогутин С. С. Исследование трещиностойкости и механизмов разрушения инструментальных твердых сплавов после плазменного поверхностного модифицирования / С. С. Самогутин, В. И. Лавриненко, Е. В. Кудинова, Ю. С. Самогутина // Сверхтвердые материалы. - 2013.– № 4. – С. 63-73.
130. Лазерні технології та комп'ютерне моделювання / Під. Ред. Л. Ф. Головка, С. О. Лукьяненко. – К. : Вістка, 2009. – 296 с.
131. Борисов Ю. С. Компьютерное моделирование процесса плазменного напыления / Ю. С. Борисов, И. В. Кривцун, А. Ф. Мужиченко // Автоматическая сварка. - 2000. - № 12. – С. 42-51.
132. Харламов М. Ю. Использование многопроцессорных вычислительных систем при численном моделировании течения электродуговой плазмы / М. Ю. Харламов // Электронное моделирование. – 2009. – Т. 31. - № 5. – С. 83-94.
133. Хайнике Г. Трибохимия – М. : Мир, 1987. – 584 с.
134. Хасанов О. Л. Методы измерения микротвёрдости и трещиностойкости наноструктурных керамик: учебное пособие /

- О. Л. Хасанов и др.; Томский политехнический университет. – Томск : Изд-во Томского политехнического университета, 2011. – 101 с.
135. Колесников Ю. В. Механика контактного разрушения / Ю. В. Колесников, Е. М. Морозов. – М. : Наука, 1989. – 219 с.
136. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов. Учебник для вузов.– 3-е изд. . перераб. и доп. – М. : МИСИС. – 1998. – 400 с.
137. Кундас С. П. Математическая модель процесса поверхностного плазменного упрочнения стальных деталей / С. П. Кундас, Д. В. Марковник, Д. Г. Иванов, В. А. Крашанин, С. А. Ильиных // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. - № 3. – С. 41-46.
138. Бойко Ю. Ф. О механизме возникновения внутренних напряжений в вакуумно-плазменных конденсатах / Ю. Ф. Бойко, В. К. Белова, О. А. Алексеева // Физика и химия обработки материалов. - 1993. - № 3. - С. 97-99.
139. Бякова А. В. Структурные аспекты повышения работоспособности покрытий из высокопрочных материалов / А. В. Бякова, В. Г. Горбач, А. А. Власов // Проблемы прочности. – 1993. - № 9. – С. 48-55.
140. Самогутин С. С. Комплексное упрочнение стального и твердосплавного инструмента / С. С. Самогутин, В. А. Мазур, О. Н. Шеремета, В. А. Гагарин // Бизнес: промышленность и технологии. – 2007. - № 4. – С. 16-18.
141. Локтев Д. Наноструктурные покрытия высокопроизводительного инструмента / Д. Локтев // Мир техники и технологий. – 2005. - № 10. – С. 62-65.
142. Самогутин С. С. Плазменное упрочнение деревообрабатывающего инструмента /С. С. Самогутин, В. А. Мазур, Т. А. Климова, В. А. Гагарин // Оборудование и инструмент. – 2007. - №6. – С. 56-57.
143. Самогутин С. С. Влияние режимов плазменной поверхностной обработки на структуру и свойства инструментальных твердых

- сплавов / С. С. Самогугин, В. И. Лавриненко, Ю. С. Самогугина, Е. В. Кудинова // Сверхтвёрдые материалы. – 2011. – №3. – С.74-84.
144. Самогугин С. С. Математическое моделирование процесса плазменного поверхностного модифицирования твердосплавного инструмента / С. С. Самогугин, В. А. Мазур, Е. В. Кудинова // Вісник СевНТУ: зб. наук. пр. Серія: Машиноприладобудування та транспорт. – Севастополь, 2013. - Вип. 140/2013. – С. 123-130.
145. Ahman L. Diffusion and continuous wear of high speed steel cutting tools / L. Ahman, B. Stridh, H. Wissell // Materials science techn. – 1985. - №1. – P. 156-162.
146. Самогугин С. С. Исследование эксплуатационной стойкости твердосплавных пластин после плазменной поверхностной модификации / С. С. Самогугин, Е. В. Кудинова, О. Ю. Нестеров // Захист металургійних машин від поломок. – Маріуполь : ПДТУ. - 2014. – Вип. № 16. – С. 201-206.
147. Гост 9391-67 Сплавы твердые металллокерамические. Методы определения микроструктуры. – Взамен ГОСТ 9391-80; Введ. с 01.01.1983 по 01.01.88. – Москва: Изд-во стандартов, 1983. – 30 с.
148. Самогугин С.С. Свойства и работоспособность инструментальных твердых сплавов после плазменного поверхностного модифицирования / С.С. Самогугин, Е.В. Кудинова, Ю.С. Самогугина, В.И. Лавриненко // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. – № 5(137). – С. 25-32.
149. Патент України на корисну модель № 106821 «Спосіб зміцнення ріжучих пластин з твердих сплавів при нагріванні плазмовим струменем» / Самогугін С. С., Самогугіна Ю. С., Кудінова К. В. від 10.05.2016, Бюл. № 9 МПК С21D 1/06(2006.01) Заявка у 2015 10702 від 03.11.2015 р.

ПРИЛОЖЕНИЕ 1

Акты опытно-промышленного апробирования и внедрения результатов
диссертационных исследований

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по научной работе
ГВУЗ «Приазовский государственный
технический университет»



Денцов И.А.

«10» 12 2013 г.

УТВЕРЖДАЮ

Главный управляющий
по производству прокатного
департамента

ПАО «АрселорМиттал
Кривой Рог»



Букотин Д.Е.

«16» 12 2013 г.

АКТ

**опытно-промышленного испытания технологии плазменной
поверхностной модификации металлорежущего инструмента по
результатами диссертационной работы Кудиновой Е.В.
«Повышение работоспособности упрочненных слоев с ультрадисперсной
структурой при плазменной поверхностной модификации
твердосплавного инструмента»**

Мы, нижеподписавшиеся, – асс. Кудинова Е.В. – со стороны ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», и ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» составили настоящий акт в том, что были проведены сравнительные стойкостные испытания резцов, оснащенных твердосплавными пластинами марок ВК8, Т15К6, Т5К10 в исходном состоянии и после плазменной модификации (с частичным оплавлением связки и без оплавления с превращениями в карбидах и связки).

Для оценки стойкости пластин из твердых сплавов принята методика продольного точения. Период стойкости инструмента определялся временем работы инструмента при достижении критерия затупления.

Испытания проводились на токарно-винторезном станке модели 1К825. Обрабатываемая заготовка – валок НЗС-1 Ø 690 мм, материал – сталь 50.

За критерий стойкости режущей кромки принимался износ задней грани пластин $h_z = 0,5$ мм. Величина износа определялась на инструментальном микроскопе с периодичностью 5 проходов.

Испытания показали, что для данных условий резания плазменное упрочнение приводит к повышению стойкости твердосплавного инструмента в 1,48 ÷ 1,75 раз. При этом наибольшая стойкость достигается при упрочнении без оплавления.

Е.В. Кудинова

В.В. Гуляев

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по научной работе
ГВУЗ «Приазовский государственный
технический университет»


Денцов И.А.
«17» 11 2015 г.



УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор
ОАО «Сервисный центр
ТЯЖПРОММОНТАЖ»


Сергеев С.Н.
«17» 11 2015 г.

АКТ

**опытно-промышленного испытания технологии плазменной
поверхностной модификации металлорежущего инструмента**

Мы, нижеподписавшиеся, – проф. Самотугин С.С., асс. Кудинова Е.В. – со стороны ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», и ОАО «Сервисный центр ТЯЖПРОММОНТАЖ» составили настоящий акт в том, что были проведены сравнительные стойкостные испытания резцов, оснащенных твердосплавными пластинами марок ВК8, Т15К6, Т5К10 в исходном состоянии и после плазменной модификации (с частичным оплавлением связки и без оплавления с превращениями в карбидах и связки).

Для оценки стойкости пластин из твердых сплавов принята методика продольного точения. Период стойкости инструмента определялся временем работы инструмента при достижении критерия затупления.

Испытания проводились на токарно-винторезном станке модели 16К20. Обработываемая заготовка – вал Ø 200 мм, материал – сталь 40Х.

За критерий стойкости режущей кромки принимался износ задней грани пластин $h_z = 0,5$ мм. Величина износа определялась на инструментальном микроскопе с периодичностью 5 проходов.

Испытания показали, что для данных условий резания плазменное упрочнение приводит к повышению стойкости твердосплавного инструмента в 1,46 ÷ 1,85 раз. При этом наибольшая стойкость достигается при упрочнении без оплавления.


С.С. Самотугин


Е.В. Кулинова

ЗАТВЕРДЖУЮ

Перший проректор Державного вищого
навчального закладу «Приазовський
державний технічний університет»

Євченко В.М.

«15» вересня 2016 р.

АКТ

**впровадження в навчальний процес результатів дисертаційних
досліджень Кудінової К.В. за темою
«Синтез ультрадисперсних модифікованих шарів на твердих сплавах
плазмовою обробкою»**

Основні наукові та практичні результати дисертаційної роботи асистента Кудінової К.В. за темою «Синтез ультрадисперсних модифікованих шарів на твердих сплавах плазмовою обробкою» отримали використання у навчальному процесі при підготовці магістрів за спеціальностями «Інструментальне виробництво» та «Обробка металів за спецтехнологіями» наступним чином:

1. Підготовлено конспекти лекцій та методичні вказівки за дисциплінами «Нові інструментальні матеріали та покриття для інструменту», «Інструментальні матеріали та їх термообробка»;
2. Підготовлено та захищено магістерські роботи:
 - 1) Попов Я.Е. «Підвищення працездатності ріжучих пластин з твердих сплавів» (2014р.);
 - 2) Безпалов В.Г. «Дослідження механізмів зношування твердосплавних ріжучих пластин з поверхневим зміцненням шаром» (2015р.).

Декан механіко-машинобудівного факультету,
д.т.н., професор ДВНЗ «Приазовський
державний технічний університет»



В.В. Суглобов