

620.22

М 14



А. Л. МАЙСТРЕНКО

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ  
КОМПОЗИЦИОННЫХ  
АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ  
МАТЕРИАЛОВ  
В ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ  
ПРОЦЕССАХ



НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНЫ  
ИНСТИТУТ СВЕРХТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ им. В.Н. БАКУЛЯ

А.Л. МАЙСТРЕНКО

---

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ  
КОМПОЗИЦИОННЫХ  
АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ  
МАТЕРИАЛОВ  
В ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ  
ПРОЦЕССАХ**

Под редакцией академика НАН Украины  
Н.В. НОВИКОВА

---

*ПРОЕКТ  
«НАУКОВА КНИГА»*

---

КИЕВ НАУКОВА ДУМКА 2014



В монографии изложены принципы формирования и применения композиционных алмазосодержащих материалов в породоразрушающих инструментах и проанализированы различные технологии их спекания. Особое внимание уделено этим материалам, так как композиты такого типа имеют некоторые несовершенства структуры, которые не вписываются в классические представления об идеализированной структуре композитов, содержащих дисперсные частицы. Описаны механизмы образования несовершенств структуры композиционных алмазосодержащих материалов, причины их возникновения при горячем прессовании и предложены эффективные технологические пути их устранения. Приведен новый метод интенсивного электроспекания композиционных алмазосодержащих материалов в замкнутом объеме при повышенном давлении.

Для специалистов в области создания, производства и применения сверхтвердых материалов, а также преподавателей, аспирантов и студентов соответствующих специальностей.

У монографії викладено принципи формування та застосування композиційних алмазовмісних матеріалів у породоруйнівних інструментах і проаналізовано різні технології їх спікання. Особливу увагу приділено цим матеріалам, оскільки композити такого типу мають деяку недосконалість структури, що не вписується в класичні уявлення про ідеалізовану структуру композитів, які містять дисперсні частинки. Описано механізми виникнення недосконалість структури композиційних алмазовмісних матеріалів, причини їх утворення при гарячому пресуванні і запропоновано ефективні технологічні шляхи їх усунення. Наведено новий метод інтенсивного електроспінання композиційних алмазовмісних матеріалів у замкнутому об'ємі за підвищеного тиску.

Для фахівців у галузі створення, виробництва і застосування надтвердих матеріалів, а також викладачів, аспірантів і студентів відповідних спеціальностей.

**Рецензенты:**

член-корреспондент НАН Украины *М.Б. Штери*  
доктор технических наук, профессор *Б.А. Ляшенко*

*Утверждено к печати ученым советом Института сверхтвердых  
материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины  
(протокол № 8 от 03.10.2013 г.)*

***Видання здійснено за державним замовленням  
на випуск видавничої продукції***

Научно-издательский отдел  
физико-математической и технической литературы

Редактор *В.В. Вероцкая*

© А.Л. Майстренко, 2014

© НВП «Видавництво “Наукова думка”  
НАН України», дизайн, 2014



*Моему учителю  
Николаю Васильевичу  
НОВИКОВУ  
посвящается*

## **ПРЕДИСЛОВИЕ**

Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля Национальной академии наук Украины (ИСМ НАНУ) одним из первых в мире начал внедрять синтетические алмазы в практику обработки строительных материалов. Сложность и специфика этого начинания заключалась не только в организации производства больших объемов синтетических алмазов с широкой гаммой зернистостей и свойств, но и в обосновании особых требований к металлопрокату, применяемому в конструкциях этого класса инструментов, разработке множества различных специальных связок, технологий спекания композиционных алмазосодержащих материалов (КАМ), рихтовки стальных корпусов дисковых пил, пайки сегментов, балансировки, технологии эксплуатации, разработке и наладке промышленного выпуска соответствующего оборудования и т. д. КАМ созданы на основе прочных, но хрупких связок с использованием твердых сплавов, керамики или стеклокерамических композиций и порошков природного или синтетического алмаза. Эти материалы широко применяются при изготовлении как бурового и обрабатывающего инструментов, так и конструкционных элементов современной техники.

В монографии рассмотрены области применения композиционных алмазосодержащих материалов и проанализированы различные технологии их спекания. Особое внимание уделено КАМ на твердосплавных связках, так как композиты этого типа, в силу особенностей процесса спекания, отличаются некоторыми несовершенствами структуры, которые не вписываются в классические представления идеализированной структуры композитов, содержащих дисперсные частицы, в частности, возникновением трещин в зернах алмаза и их отслаиванием от материала матрицы (связки). Выполненное моделирование и исследование свойств КАМ позволили установить причины возникновения несовершенств структуры при спекании горячим прессованием. Предложены технологические пути, устраняющие перечисленные дефекты структуры КАМ.

Наряду с работами по совершенствованию технологии формирования структуры современных композитов, разработкой методов экспериментального определения их физико-механических свойств ведутся интенсивные исследования по развитию модельных представлений механики деформируемого твердого тела применительно к неоднородным средам, направленные на разработку методов



прогнозирования физико-механических свойств композитов и обоснования выбора оптимальных параметров их структуры. В связи с этим исследования с целью наиболее полной реализации потенциальных физико-механических свойств композитов относятся к одному из актуальных направлений механики деформируемого твердого тела, важной и сложной проблемой которой является задача прогнозирования эффективных (приведенных) характеристик физико-механических свойств композитов на основе известных свойств компонентов, вида армирования и особенностей структурного состояния. Для определения причин снижения прочности композита и решения задачи о ее повышении необходимо иметь четкое представление о напряженно-деформированном состоянии его компонентов, а затем, руководствуясь модельными представлениями, сформулировать условия предельного состояния композита.

Для расчетов на прочность элементов конструкций необходимы предельные значения прочности материалов при соответствующих видах нагружения. Установлено, что физико-механические свойства КАМ, в которых зерна алмаза в ряде случаев содержат трещины либо расслоение по границам их сопряжения со связкой, а также находятся в термоупругом несоответствии с материалом матрицы, не подчиняются правилу аддитивного вклада свойств матрицы и армирующей фазы, а в основном определяются степенью ее повреждения и уровнем приведенных остаточных температурных напряжений. Предложена модель прочности КАМ с учетом наличия несовершенств различных типов и степени повреждения структуры.

В настоящее время изготовление алмазосодержащих композитов для породоразрушающих инструментов (буровых коронок, сверл, сегментов дисковых пил) осуществляется в основном методами горячего прессования с допрессовкой, пропиткой в защитно-восстановительных газовых средах и методом горячего изостатического прессования, а также спеканием в вакууме. К существенным недостаткам названных технологий можно отнести высокую температуру спекания и продолжительность процесса. Поэтому снижается прочность алмазов в результате их растрескивания или графитизации и, как следствие, ухудшаются физико-механические свойства композита в целом.

Разработана модель механизма разупрочнения синтетического зерна алмаза с включением металла-растворителя при термической нагрузке. Выполнены расчетная оценка остаточной прочности зерен алмаза с включениями сплава-растворителя, имеющих различные теплофизические свойства и размеры при нагревании, а также оценка внешнего (гидростатического) давления на зерно с включением, которое компенсирует внутренние температурные напряжения около него и при котором зерно при нагревании до температуры 1000 °С сохраняет сплошность и, следовательно, не теряет прочность.

В монографии изложен разработанный новый метод интенсивного электроспекания композиционных алмазосодержащих материалов в замкнутом объеме при повышенном давлении (ИЭСД). Метод ИЭСД реализуется по известному принципу резистивного нагрева спекаемого брикета посредством пропускания электрического тока промышленной частоты, т. е. имеет некоторые сходства с



известными способами электроспекания, но спекаемый брикет помещен в замкнутый объем аппарата высокого давления под действием давления до 0,5 ГПа, которое более чем в 5 раз больше, чем в известных альтернативных методах электроспекания.

Процесс электроспекания при повышенном давлении при изготовлении бурового инструмента ранее не применялся. Приложение повышенного давления существенно сокращает продолжительность процесса спекания, что в свою очередь позволяет в большей мере сохранять исходные свойства синтетических алмазов. Учитывая особенности метода, а именно его скоротечность и приложение повышенных давлений, что обеспечивает сохранение исходных свойств алмаза в результате спекания, целесообразно совмещать процессы спекания слоя КАМ с его прочным соединением с корпусом инструмента (стальной подложкой).

Чрезвычайно важным является применение этого метода для получения готовых породоразрушающих инструментов различного назначения в едином технологическом процессе спекания рабочего слоя инструмента и его прочного соединения с металлическим корпусом.

Технология изготовления алмазосодержащих композитов для породоразрушающих инструментов (буровых коронок, сверл, сегментов дисковых пил и т. п.) в данное время базируется в основном на методах пропитки в защитно-восстановительных газовых средах и горячего изостатического прессования, а также спекании в вакууме. По технологии ИЭСД удельные энергозатраты на спекание КАМ не превышают 40 кДж/см<sup>3</sup>, а продолжительность спекания составляет от единиц до нескольких десятков секунд, что позволяет сохранить свойства алмазов на исходном уровне. На каждом этапе работы полученные теоретические результаты сопоставляются с проведенными параллельно экспериментальными исследованиями. Исследованы процесс ИЭСД и его особенности при формировании структуры КАМ, а также свойства КАМ, спеченные новым методом. Этим методом получены функциональные элементы инструментов для шлифования природного камня, вставки для бурового инструмента и алмазных правящих карандашей.

Описан разработанный технологический процесс формирования и спекания многослойных алмазно-твердосплавных гранул, в которых сформирована адгезионная связь алмаза с твердосплавной оболочкой и высокая пористость, обеспечивающая инфильтрацию у нее жидкой фазы металлической связки. Разработана технология производства алмазно-твердосплавных гранул для использования с различными металлическими связками в породоразрушающих инструментах различного назначения. Экспериментально подтверждено, что разработанная технология спекания гранул и композитов на их основе сохраняет прочность зерен алмаза на исходном уровне. На основе алмазно-твердосплавных гранул разработана экспериментальная ресурсосберегающая технология электроспекания функциональных элементов для буровых инструментов, альтернативная горячему прессованию (1420 °С) или инфильтрации меди в среде водорода (1150 °С).

Разработана компьютерная модель процесса пропитки жидкой фазой меди или кобальта пористых заготовок из WC-каркаса, в которой учитываются грану-

лометрический состав исходного порошка, параметры пористой структуры, их изменение в процессе инфильтрации и температурная зависимость физико-механических свойств материала каркаса и жидкой фазы металла, который инфильтруется.

Описана модель процесса уплотнения и спекания системы композиционный алмазосодержащий материал—металлическая основа, на основании которой исследовано влияние термобаровременных факторов на изменение комплекса физико-механических характеристик КАМ и прочность их соединения с массивной металлической основой.

Автор выражает искреннюю благодарность В.И. Кушу, В.П. Переяслову, С.А. Иванову, Г.П. Богатыревой, В.А. Дутке, Н.А. Бондаренко, В.М. Сердюку, Р.А. Богданову, А.П. Закоре, С.А. Кухаренко, Л.М. Бологовой, Я.А. Подобе за помощь при подготовке монографии и полезные советы в процессе ее обсуждения.

## **ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ**

### **1.1. АЛМАЗНЫЕ КОМПОЗИТЫ В ПОРОДОРАЗРУШАЮЩИХ ИНСТРУМЕНТАХ**

#### **1.1.1. Инструменты для обработки природного камня и строительных конструкций**

В первой половине XX столетия немногочисленные зарубежные фирмы выпускали инструменты для распиловки природного камня с закрепленными в стальных корпусах природными алмазами размером 2...3 мм. Только после Второй мировой войны было освоено производство инструментов с функциональными элементами из композиционных алмазосодержащих материалов на основе порошков природного алмаза [1]. Создание синтетических алмазов, внедрение их в промышленное производство, разработка инструментов на их основе внесли существенные изменения в строительную индустрию, машиностроение и технологию бурения. Выпуск в первой половине 60-х годов в промышленно развитых странах синтетических алмазов повлек за собой создание мощной специализированной промышленности, разрабатывающей и производящей разнообразные алмазные инструменты для обработки природного камня и строительных материалов. Только на примере интенсификации производственной деятельности корпорации «Строительные материалы» (Украина) можно проиллюстрировать стремительный рост потребления алмазов для выпуска инструментов, предназначенных для производства облицовочных плит из гранитов (рис. 1.1) [2]. Одновременно необходимость повышения производительности, качества и точности продукции привела к интенсивному проникновению алмазов и алмазных инструментов практически во все отрасли производства современной техники (рис. 1.2) [3].

Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины одним из первых в мировой практике начал использовать синтетические алмазы при изготовлении инструментов для обработки строительных материалов [2]. Сложность и специфика такого внедрения заключалась не только в организации производства больших объемов синтетических алмазов с широкой гаммой зернистости и свойств, но и в обосновании особых требований к металлопрокату, применяемому в конструкциях этого класса инструментов, разработке множества различных специальных связей, технологий спекания алмазосодержащих композитов, рихтовки корпусов, пайки сегментов, балансировки, технологии эксплуатации, разработке и наладке промышленного выпуска соответствующего оборудования.

За многие века создано огромное разнообразие приемов, способов и технологий добычи и размерной обработки природного камня, а также реализую-



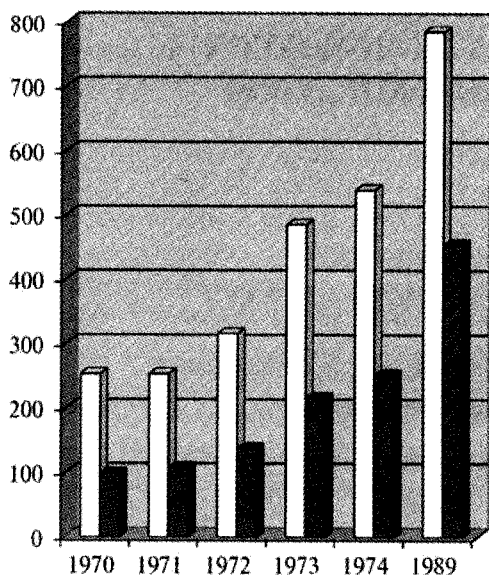


Рис. 1.1. Диаграмма потребления технических алмазов при изготовлении инструментов для производства облицовывающих плит из гранитов (светлые — тыс. карат, темные — тыс. м<sup>2</sup>) [2]

щих их приспособлений и инструментов. Среди них особое место занимают алмазные инструменты для обработки природного камня и строительных конструкций. Разработке конструкций, технологии производства и оптимизации режимов их эксплуатации посвящены многочисленные пионерские работы В.Н. Бакуля, И.Ф. Вовчановского, В.А. Александрова, Н.В. Цыпина, А.Е. Шило, А.А. Бугаева, Э.Д. Кизикова, Е.К. Бондарева, В.А. Коновалова, В.Т. Чалого, В.Н. Лившица, Р.А. Богданова, М.Д. Левина, Д.М. Мифлига и многих других [4—15].

Рассмотрим основные разновидности алмазных инструментов для камнеобработки. Первые и наиболее многочисленные представители этого класса инструментов — алмазный отрезной сегментный круг (АОСК) — (1A1RSS/C1 и 1A1RSS/C2) [16] и алмазный отрезной круг (АОК) — (1A1R) [17] (рис. 1.3). Дискретные алмазные режущие сегменты или сплошной алмазный слой расположены только на образующей диска. Типоразмеры их диаметров находятся в пределах 100...5000 мм (табл. 1.1).

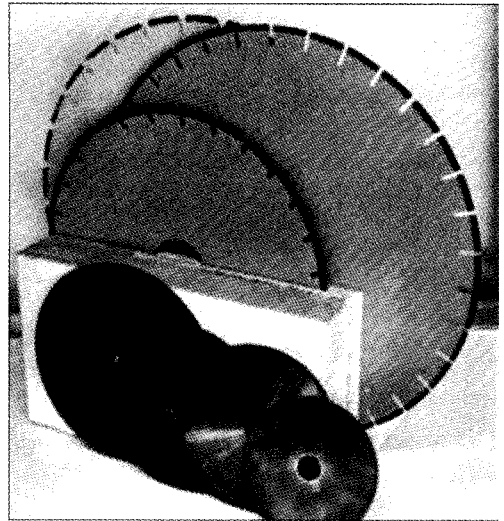
Скорости резания этими высоконагруженными инструментами варьируются, соответственно, от 20 до 80 м/с, скорости съема объемов породы — от 120 до 1800 мм<sup>3</sup>/с, а контактные давления достигают 600 МПа [18]. На ресурс работы инструмента оказывают большое влияние факторы абразивности, твердости и однородности обрабатываемого материала, а также кинематические режимы резания и условия охлаждения.

При этом ресурс работы инструмента зависит от абразивности, твердости и однородности обрабатываемой породы, а также от кинематических режимов



Рис. 1.2. Распределение долевого потребления объемов алмазов [3]

Рис. 1.3. Алмазные отрезные сегментные круги (1A1RSS/C1 и 1A1RSS/C2) и алмазные отрезные круги (1A1R)



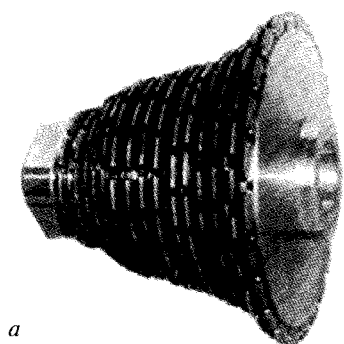
резания и условий охлаждения либо отсутствия такового. К режущим алмазным инструментам относятся отрезные круги малого размера для ручных инструментов, а также алмазные фасонные ролики обдирочные (АФРО, рис. 1.4, а) [19], алмазные полосовые пилы (рис. 1.5) [20], алмазные кольцевые сверла (рис. 1.6) [21], алмазные канатные пилы (рис. 1.7) [22].

Эти типы инструментов объединяет общая концепция применения дискретных функциональных элементов в виде режущих сегментов разных типоразмеров (табл. 1.2), выполненных из композиционных алмазосодержащих материалов. Однако они различаются составом применяемых связок, зернистостью и маркой алмазов, а также кинематическими параметрами процессов резания применительно к каждому случаю приложения [7, 11].

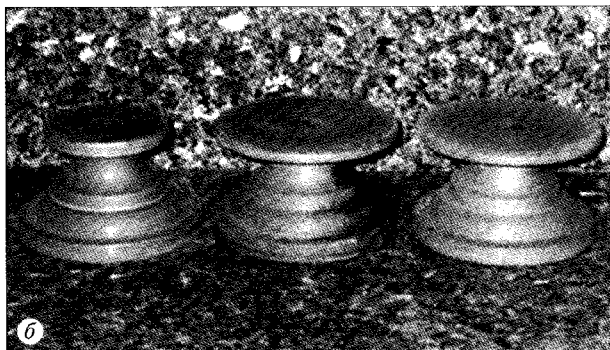
Следующий тип объединяет алмазные инструменты по объемам использования и технологической необходимости: калибрующие (фрезы и барабаны) (рис. 1.8) [23], шлифовальные (рис. 1.9, табл. 1.3) [24—26] и фасонные (рис. 1.4, б) [19] инструменты. Эти инструменты существенно отличаются от предыдущих конструктивно, так как дискретные режущие алмазные сегменты либо алмазосодержащий слой могут располагаться на образующей поверхности

Таблица 1.1. Основные типоразмеры алмазных отрезных сегментных кругов (1A1RSS/C1 и 1A1RSS/C2) [16, 17]

Диаметр круга $D$ , мм	Диаметр посадочного отверстия $d$ , мм	Ширина режущего алмазного сегмента $H$ , мм	Длина сегмента $L$ , мм	Количество сегментов на круге, шт.
250	32	2,6	24	24, 26
300	50		40	21
315	63	3,0	24	30
320	60			
400	90	3,2	40	24, 27
	80			
410	60	3,6		
500	90	3,8	40	30, 34
630		4,2		36, 44
800		5,5		48, 56
1000	120	6,5	24	72, 110
1100	120 (90)			78
1250		7,0		90



*a*



*б*

Рис. 1.4. Алмазные фасонные ролики АФРО (*a*) и АФН (*б*)

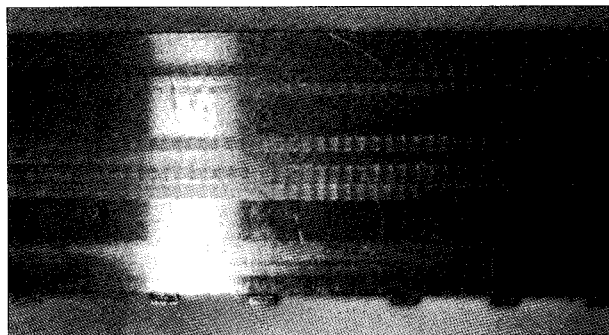


Рис. 1.5. Алмазная полосовая пила



Рис. 1.6. Алмазные кольцевые сверла

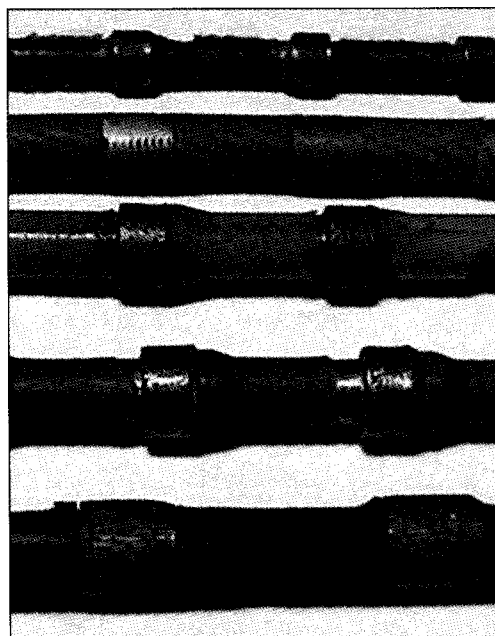


Рис. 1.7. Алмазные канатные пилы для добычи и размерной обработки камня



тела вращения и на плоских либо фасонных его торцах, а также составом применяемых связок, зернистостью и маркой алмазов, кинематическими параметрами процессов резания применительно к каждому случаю приложения.

Еще один тип объединяет алмазные инструменты для образования отверстий в природных и искусственных неметаллических материалах: граните, мраморе, бетоне, стекле, керамике, огнеупорах. Со сплошным рабочим слоем изготавливают алмазные сверла и коронки диаметром 5...140 мм. Инструмент для высокопроизводительного сверления

и большого диаметра оснащается прерывистым рабочим слоем. При изготовлении алмазных сверл применяют, как правило, высокопрочные шлифпорошки марок АС32...АС160 зернистостью 125/100...500/400 на металлических связках марок М2-01, М6-14 и др. Причем, менее прочные и мелкозернистые порошки алмаза используют при изготовлении инструмента на бронзовых связках для сверления стекла и керамики, а более прочные и крупные — для сверления бетона, гранита и огнеупоров.

Эти инструменты существенно отличаются от рассмотренных ранее не только конструктивно, поскольку дискретные режущие алмазные сегменты либо алмазосодержащий слой могут располагаться на образующей поверхности тела вращения и на плоских либо фасонных его торцах. В них используется значительно более широкая гамма связок, зернистостей алмазов, их концентраций. Наиболее значимое их отличие в том, что условия контактного взаимодействия этих инструментов с обрабатываемым материалом характеризу-

Таблица 1.2. Основные типоразмеры сегментов из композиционных алмазосодержащих материалов

Радиус сегмента $R$ , мм	Длина сегмента $L$ , мм	Ширина сегмента $H$ , мм	Высота алмазоносного слоя $S$ , мм
125	24	2,6	5
157		3,0	
160		3,0	
200		3,2	
205		3,6	
250	40	3,8	8
315		4,2	
400		5,5	
500		6,5	
550		6,5	
625	24	7,0	10
750		9 (8)	
1500		13 (12)	
			10/16

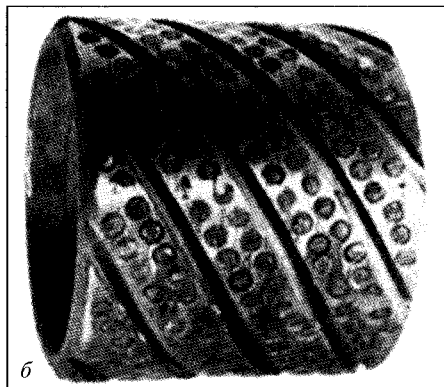
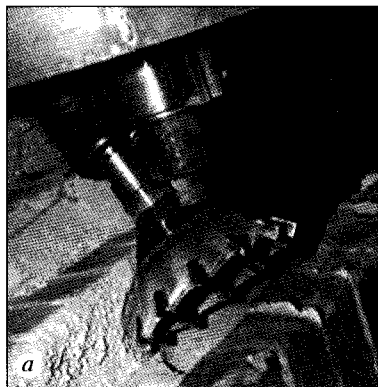


Рис. 1.8. Калибрующие фреза (а) и барабан (б)



Рис. 1.9. Алмазные шлифовальные (АГШГ) и полировальные (АГШЧ) головки

ются существенно меньшими кинематическими и силовыми параметрами. Окружные скорости при резании камня находятся в пределах 20...25 м/с (по твердым породам) и 35...45 м/с (по мягким породам), при этом контактные давления достигают уровня 0,1...0,5 ГПа, а интенсивность съема объемов породы —  $0,5 \cdot 10^3 \dots 1,4 \cdot 10^3 \text{ мм}^3/\text{с}$  [18].

Следующий тип алмазных инструментов для обработки камня — алмазные головки полировальные (АГП) (см. рис. 1.9). Полировка относится к финишным

Таблица 1.3. Размерные и структурные характеристики шлифовальных инструментов с дискретными функциональными элементами [24—26]

Типоразмер инструмента, Ø, мм		Марка и зернистость алмазного порошка		Тип связки	Количество элементов, шт.
АГШГ	320	АС50	400/315	Ti	54...60
АГШЧ	320	АС50	200/160 (160/125)	Ti	60
АГШЧ-1	320	АС20	100/80	МЖ, Со	66
АГШЧ-1	320	АСМ	40/28 (28/20)	МЖ, Со	66
АГШЧ-2	320	АС20	100/80	МЖ, Со	94
АГШЧ-2	320	АСМ	40/28 (28/20)	МЖ, Со	94
АГШГ	250	АС50	400/315	Ti	42...48
АГШЧ	250	АС50	200/160 (160/125)	Ti	48
АГШЧ-1	250	АС20	100/80	МЖ, Со	48
АГШЧ-1	250	АСМ	40/28 (28/20)	МЖ, Со	48
АГШЧ-2	250	АС20	100/80	МЖ, Со	82
АГШЧ-2	250	АСМ	40/28 (28/20)	МЖ, Со	82
АГШГ	160	АС50	400/315	Ti	30...33
АГШЧ	160	АС50	200/160 (160/125)	Ti	36
АГШЧ-1	160	АС20	100/80	МЖ, Со	36
АГШЧ-1	160	АСМ	40/28 (28/20)	МЖ, Со	36
АГШЧ-2	160	АС20	100/80	МЖ, Со	48
АГШЧ-2	160	АСМ	40/28 (28/20)	МЖ, Со	48

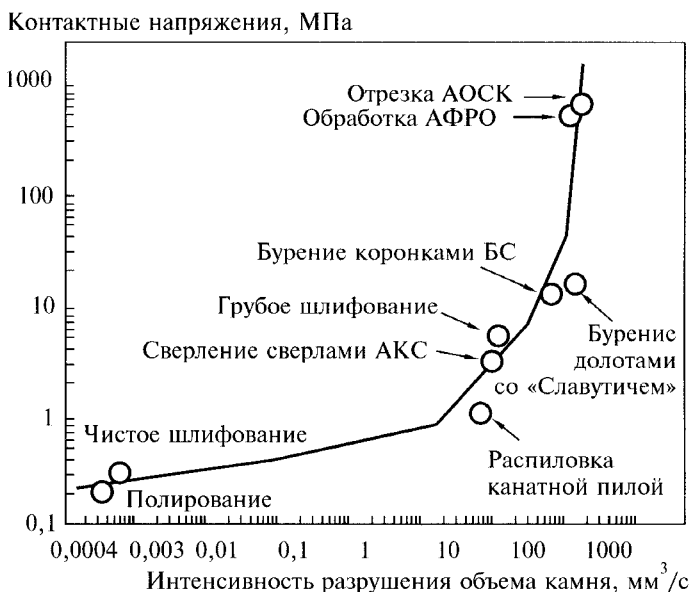


Рис. 1.10. Зависимость действующих контактных напряжений от интенсивности разрушения горной породы различными породоразрушающими инструментами с функциональными элементами из КАМ [18]

операциям, предполагающим малые производительность ( $3,3 \cdot 10^{-4}$  мм<sup>3</sup>/с) и контактные давления (0,1...0,2 МПа). При изготовлении этих инструментов предъявляются высокие требования к однородности зернового состава абразивных наполнителей, которые в процессе эксплуатации противостоят значительным механическим нагрузкам, деформациям и температурам. В них используется значительно более широкая гамма связей, зернистостей алмазов, их концентраций, но наиболее существенное их отличие от других типов в том, что условия контактного взаимодействия этих инструментов с породой характеризуются значительно меньшими кинематическими и силовыми параметрами (рис. 1.10). Так, окружные скорости не превышают 5...26 м/с, контактные давления в интервале 0,1...0,5 МПа, а интенсивности съема объемов породы порядка  $6 \cdot 10^{-4}$  мм<sup>3</sup>/с.

В этом типе инструментов предъявляются высокие требования к однородности зернового состава абразивных наполнителей используемых материалов, которые в процессе эксплуатации не противостоят значительным механическим нагрузкам, деформациям и температурам.

За многовековую историю развития технологии обработки камня было создано большое количество конструкций с мелкодисперсными абразивными композитами, в том числе алмазными композитами и инструментами на их основе, удовлетворяющими указанным требованиям [6, 14]. Данная монография посвящена анализу алмазных инструментов на основе природных и синтетических алмазов, поэтому среди множества прочих композитов, используемых в технологии полирования природного камня, основное внимание уделено алмазным инструментам, уверенно занимающим хотя и относительно



небольшую, но достаточно эффективную и необходимую для производства технологическую нишу [6, 21].

Процессы алмазной обработки горных пород можно условно разделить на четыре категории (см. рис. 1.10), различающиеся уровнями контактных давлений и интенсивностью разрушения обрабатываемой породы: I — полирование и чистовое шлифование; II — шлифование, сверление и канатная резка; III — бурение; IV — дисковое резание. Приведенная диаграмма на рис. 1.10 интегрально определяет термомеханические условия контактного взаимодействия алмазного инструмента с обрабатываемым материалом и позволяет обоснованно выбрать алмазы необходимой прочности, зернистости и их объемную концентрацию в инструменте, соответствующую данным условиям связки и технологию спекания алмазосодержащего композита.

### 1.1.2. Алмазные композиты в буровых инструментах

Началом разработки и производства породоразрушающих алмазных инструментов, оснащенных закрепленными в корпусе инструмента природными алмазами, считают создание буровых инструментов немецкой фирмой «Лешот» (XIX ст.) и режущих инструментов немецкой фирмой «Эрнст Винтер и сын» (1910) [1].

Разработке конструкций, технологии производства отечественных алмазных буровых инструментов и оптимизации режимов их эксплуатации посвящены фундаментальные работы В.Н. Бакуля, В.Г. Арцимовича, И.Ф. Вовчановского, Е.М. Финкельштейна, Н.В. Цыпина, А.А. Бугаева, В.Н. Лифшица, Р.А. Богданова и многих других [4, 5, 7, 8, 12, 13].

Алмазные буровые долота, оснащенные функциональными элементами (вставками) из композиционных алмазосодержащих материалов, воздействуют на забой распределенным давлением в диапазоне 20...500 МПа (см. рис. 1.10) при температуре до 600...800 °С. Обеспечить функциональные характеристики материалов рабочих элементов этих инструментов в столь экстремальных термомеханических условиях эксплуатации могут только композиты на основе природных или высокопрочных синтетических алмазов на связках из твердых сплавов.

При изготовлении практически всех типов алмазных инструментов соблюдаются определенные условия формирования структуры композиционных алмазосодержащих материалов для достижения необходимого качества, удовлетворяющего эксплуатационным требованиям. Среди них основными являются недопущение графитизации и минимизация разупрочнения алмазов, однородность их распределения в объеме и алмазоудержание, которое обеспечивается в первую очередь адгезионным взаимодействием алмаза с материалом связки. Первые два условия выполняются с помощью известных технологических приемов, в частности, использованием специальных способов спекания алмазосодержащих композитов, низкотемпературных связок. Формирование адгезионной связи алмазов со связкой обеспечивается нанесением покрытий из карбидообразующих металлов на поверхности алмазов, которые хорошо смачиваются металлами используемых связок, или введением в связки карбидообразующих добавок, которые образуют промежуточный слой, обуславливающий взаимодействие алмаза со связкой [8, 27].

Для спекания композиционного алмазосодержащего материала на основе твердосплавных связей традиционно применяется метод горячего прессования в графитовых пресс-формах, для композитов на металлических связках — методы вакуумного спекания, инфильтрации либо изотермического спекания с допрессовкой. В зависимости от типов применяемых металлических связей спекание алмазных композиций происходит при температуре 800...1150 °С [29]. Такой температуре соответствует существенное снижение прочности алмаза, степень которого зависит от уровня и продолжительности температурного воздействия, типа используемого в ростовой системе сплава-растворителя, обуславливающего возникновение растягивающих остаточных напряжений в зернах алмаза, которые при определенных условиях приводят к их растрескиванию.

При всех неоспоримых преимуществах КАМ обладают относительно низкой прочностью: в 3...4 раза меньше по сравнению с матричным твердым сплавом. Это обусловлено концентрацией напряжений, создаваемых присутствием алмаза в связке, растягивающими остаточными температурными напряжениями в связке, образовавшимися в процессе спекания композита трещинами в алмазе, а также отсутствием адгезии по границам раздела фаз. Решение проблемы минимизации высокотемпературного разупрочнения алмазов при спекании композитов рассматриваемого класса и обеспечение адгезионной связи между алмазом и связкой достигается нанесением вакуум-плазменным методом карбидообразующих покрытий на поверхность алмазов [30] либо введением добавок на основе  $\text{CrB}_2$  и  $\text{W}_2\text{B}_5$  непосредственно в шихту матричного твердого сплава [31].

Контактное взаимодействие алмазного камнерезущего инструмента с обрабатываемой деталью происходит с интенсивным тепловыделением. Расчетные оценки показали, что температура может достигать 800...1100 °С и более, а интенсивность нагрева за цикл пребывания инструмента в зоне резания —  $9 \cdot 10^4$  град/с [31, 32, 35]. Под воздействием высокой температуры в алмазе происходят необратимые повреждения, связанные с микрорастрескиванием или графитизацией тех его объемов, в которых, в соответствии с распределением поля высоких температур в зоне микрорезания, возможно протекание фазового превращения алмаза в графит.

Таким образом, выбор марки алмазов для камнеобрабатывающего инструмента обусловлен, в первую очередь, способностью противостоять негативному влиянию температурного фактора и тем самым сохранять целостность зерен алмаза, обеспечивая работоспособность инструмента в процессе обработки. Для такого инструмента целесообразно использовать синтетические алмазы марок AC100...AC160 либо алмазы зарубежного производства SDA 45...SDA100S, MBS 70...MSD. Все марки алмазов, применяемые в камнеобрабатывающих инструментах, должны соответствовать в первую очередь требованию по уровню термостойкости, определяющему способность алмазов сохранять прочность после воздействия высокой температуры заданной продолжительности.

подавляющее большинство инструментов для камнеобработки производят на основе металлических связей (за исключением полировальных инструментов, в которых функциональные элементы выполнены на полимерных

связках с температурой полимеризации значительно ниже температуры проявления негативного влияния теплового фактора на прочностные свойства алмазов). Металлические связки для камнеобрабатывающих инструментов должны обладать такими свойствами, как смачивание алмазов, относительно невысокая температура спекания, высокие прочность, твердость, теплопроводность и износостойкость.

Применение алмазных инструментов для обработки высокоабразивных сред обусловило необходимость введения дополнительно в состав связок различных твердых дисперсных протекторов, таких как порошки карбидов бора, вольфрама или титана, релита, оксида алюминия и других, повышающих в конечном итоге сопротивление связок абразивному износу. Но главным критерием при выборе связки для камнеобрабатывающего инструмента есть принцип равенства интенсивности износа алмаза и связки, теоретически и экспериментально обосновывающий требуемый уровень твердости и износостойкости связки в каждом конкретном случае. Это условие является определяющим также при выборе соответствующего технологического способа и параметров режима спекания композита в целом.

Условия взаимодействия в системе алмаз—связка имеют большое значение в обеспечении качества композиционных алмазосодержащих материалов. Хорошее алмазодержание определяет не только надежный сток теплового потока, проходящего через зерно алмаза из зоны контактного взаимодействия в связку, но и степень использования алмаза, т. е. меру эффективности его использования вплоть до механического удаления оставшейся части зерна из связки в процессе работы инструмента. Это качество достигается не только подбором соответствующих компонентов связки, обеспечивающих ее взаимодействие с алмазом, но и за счет использования специальных покрытий, наносимых различными способами на поверхность алмаза. При формировании покрытий предпочтение отдается карбидообразующим металлам.

Традиционно спекание композиционных алмазосодержащих материалов проводится методами порошковой металлургии. Один из наиболее распространенных среди них — метод горячего прессования либо его модификации, к которым можно отнести и электроспекание [35—40].

Принципиальной особенностью этих методов является длительное изотермическое спекание КАМ (20...40 мин). Так, для спекания износостойких функциональных элементов буровых и породоразрушающих инструментов (рис. 1.11) на основе порошков природного алмаза и твердосплавных связок («Славутич») или синтетических алмазов с аналогичными связками (твесал) применяется метод горячего прессования в графитовых пресс-формах либо метод инфильтрации, а для композитов на металлических связках для породоразрушающих инструментов — способы горячего прессования и электроспекания. Для указанных технологических методов характерно пребывание алмаза в условиях высокотемпературного воздействия (в защитной атмосфере или без таковой) на протяжении десятков минут, что приводит к частичной или полной деградации его свойств. Ухудшаются физико-механические характеристики функциональных элементов и инструмента в целом. Все перечис-



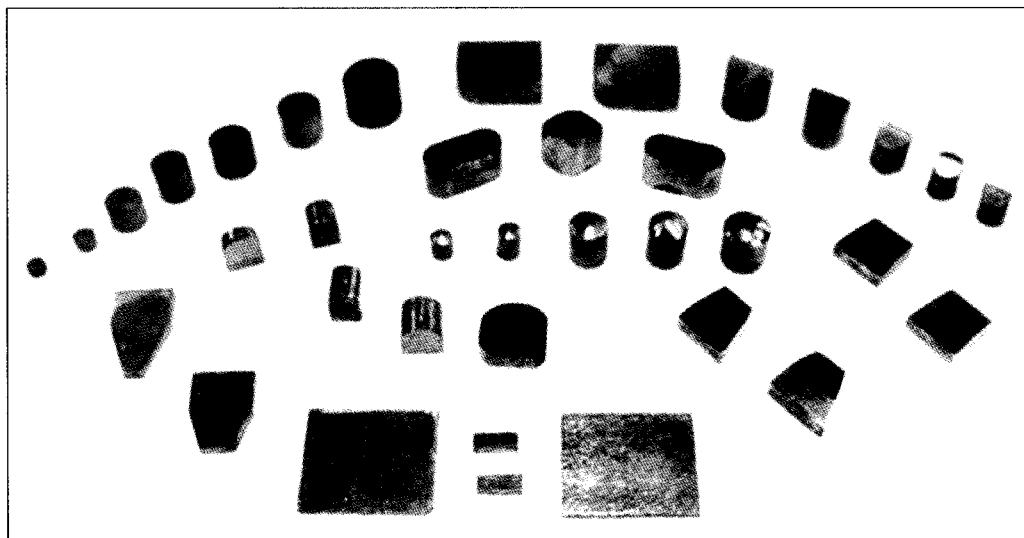


Рис. 1.11. Виды функциональных элементов из «Славутича» [7, 8, 28]

ленные технологические аспекты (вследствие неразрывности функциональных связей между параметрами процесса спекания композита и сформированной структурой) влияют и на изменение его физико-механических свойств, в частности характеристик прочности.

Композиционные алмазосодержащие материалы, в отличие от множества известных в современном материаловедении композиционных материалов, содержащих стохастически распределенные в объеме твердые дисперсные частицы, обладают рядом отличительных качеств, которые делают КАМ неординарными материалами. Это связано не столько с износостойкостью КАМ, сколько с зависимостью прочности от уровня остаточных технологических напряжений, обусловленных несоответствием термоупругости компонентов и повреждениями структуры композита в процессе его спекания. Последние обусловлены нарушением сплошности алмазов, а в ряде случаев отсутствием адгезионной связи по границам раздела фаз. Именно из-за перечисленных особенностей затруднена возможность расчетной оценки их упругих свойств, теплопроводности и прочности на основе существующих теорий упругого или упругопластического деформирования, так как расчетные результаты радикально отличаются от экспериментальных [27].

Установлено, что доминирующим фактором влияния, приводящим к снижению перечисленных характеристик, является степень повреждения зерен алмаза, в частности их растрескивание по плоскости спайности  $\langle 111 \rangle$  [27, 52, 57].

Для спекания КАМ при максимальном сохранении исходных свойств алмаза и обеспечении необходимой твердости связки используют динамическое и электроимпульсное спекание, технологии, базирующиеся на использовании энергии ударных волн, генерируемых взрывом, а также различные способы электроспекания, в том числе интенсивное электроспекание под давлением. Применение этих способов спекания обуславливает получение

необходимых свойств алмаза в спеченных композитах, но первые из перечисленных реализуются посредством громоздкого и технически сложного оборудования, чем принципиально отличаются от последнего способа, простого и высокопроизводительного. Горячее прессование композита реализуется по известному принципу резистивного нагрева с помощью пропускания тока через спекаемый брикет, т. е. практически так же, как электроразрядное спекание, но при значительно большем давлении (до 0,5 ГПа). Это позволяет многократно сократить продолжительность процесса спекания и практически предотвратить разупрочнение алмаза, что было проверено неоднократно на алмазе, рекуперированном из спеченных изделий.

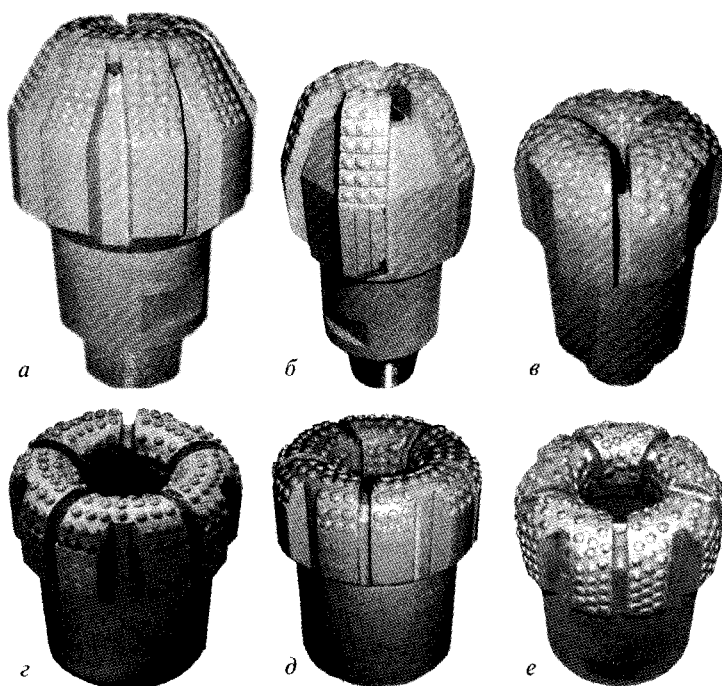
Кинематические параметры процесса резания (контактное давление, скорость перемещения трущихся поверхностей) оказывают непосредственное влияние на изменение температуры в зоне взаимодействия и изнашивание камнеобрабатывающего инструмента.

Приняв в качестве одного из основных механизмов механо-химического износа алмазного круга окисление и графитизацию зерен алмаза в воздушной среде, которые проявляются при температуре свыше 800...1000 °С соответственно, установлены пороговые значения дискриминации скорости подачи и глубины резания при различных условиях охлаждения инструмента. На основании решения задачи теплопроводности о распределении температуры в пределах алмазного сегмента с использованием принципа самосогласованного поля рассчитано температурное поле в единичном зерне.

Выбор зернистостей (28/20...630/500) и относительной концентрации (30...150 %) алмаза в композитах, используемых в камнеобрабатывающих инструментах, осуществляется на основании критериев, не имеющих отношения к технологии спекания композитов, а обусловленных в большей мере назначением инструментов, т. е. особенностями технологий резания, сверления, шлифования либо чистовых операций, необходимостью регулирования их режущей способности, износостойкостью или требованиями к качеству поверхности обработанных деталей.

Для закрепления функциональных элементов в корпусах инструментов, помимо традиционной пайки жидкими припоями, в производственной практике широко используют лазерную, электронно-лучевую и контактную сварки, применение которых значительно улучшает параметры эксплуатации инструментов.

Одним из условий эффективного разрушения породы является наличие хорошо развитой зоны предразрушения, которое определяет минимальную энергоемкость разрушения породы за счет отделения крупных ее фракций от забоя и может быть достигнуто, например, за счет формы и взаимного расположения породоразрушающих элементов в корпусе коронки. Размещение в корпусе перфораторной коронки тангенциально расположенных клиновидных элементов в сочетании с радиально расположенными определяет эффективное разрушение наиболее трудноразрушаемой периферийной части скважины. Это позволяет отделять от забоя большие объемы породы и значительно снижает энергоемкость процесса и соответственно увеличивает скорость бурения.

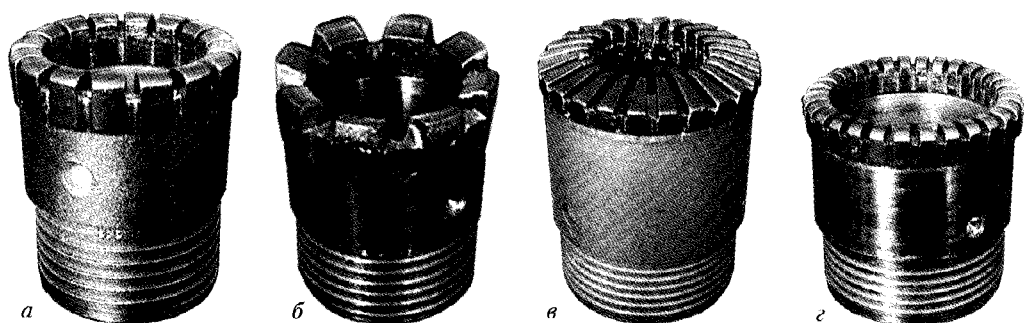


**Рис. 1.12.** Алмазные буровые инструменты микрорежущего типа, оснащенные функциональными элементами из композиционного алмазосодержащего материала «Славутич»: *a* — ИСМ-292,2; *б* — ИСМ-214,3 МС; *в* — ИСМ-214,3 Т; *г* — ИСМ-214,3/80 МС; *д* — ИСМ-215,9/100 С; *е* — ИСМ-214,3/80 С [7, 31]

При разрушении прочных горных пород эффективность работы инструмента определяется не только рациональной формой конструкции породоразрушающей части, но и прочностью функциональных элементов, разрушающих горную породу. Так, вставки из твердых сплавов, которыми оснащены широко применяемые шарошечные долота, существенно уступают износостойкости композиционных алмазосодержащих материалов. Поэтому для наиболее твердых и абразивных типов горной породы применяют буровые инструменты истирающего типа, оснащенные вставками из композиционного алмазосодержащего материала на основе природного алмаза — «Славутич» (рис. 1.12) [4, 5, 7, 8, 28, 31].

К этой же категории алмазных инструментов относят алмазные импрегнированные коронки для геологоразведочного бурения на твердые полезные ископаемые (рис. 1.13) [13].

Несмотря на существенные различия всех указанных типов инструментов по конструкциям, условиям воздействия на породу, кинетическим параметрам режимов резания, свойствам используемых композиционных материалов, из которых выполнены их функциональные элементы, применяемым связкам, маркам алмазов и их концентрации, общим для них является единый принцип воздействия на породу — абразивное воздействие, т. е. локальное



**Рис. 1.13.** Алмазные импрегнированные коронки [13]: *а* — БС20 — для бурения скважин в абразивных, монолитных и слаботрещиноватых горных породах IX...XI категорий буримости; *б* — БС23 — для направленного бурения скважин одинарным колонковым снарядом в абразивных и сильно абразивных, монолитных и трещиноватых горных породах VIII...XI категорий буримости; *в* — БС29 — для бурения скважин комплексом со съемным керноприемником (КССК) в абразивных, монолитных и различной степени трещиноватости горных породах VIII...XI категорий буримости; *г* — БС33 — для бурения скважин в абразивных, сильно абразивных, монолитных и слаботрещиноватых горных породах IX...X категорий буримости

микроразрушение породы в результате ее динамического контактного взаимодействия с зернами алмазов либо их системой [6, 7, 31]. Таким образом, их общность в определенном смысле заключается в принадлежности к обобщающей зависимости объема разрушаемой породы в единицу времени от уровня действующих контактных давлений, присущих каждому из перечисленных выше типов инструментов (см. рис. 1.10) [18].

## 1.2. АЛМАЗНЫЕ ИНСТРУМЕНТЫ В МАШИНОСТРОЕНИИ

### 1.2.1. Области применения алмазных инструментов на металлических, керамических и полимерных связках

Разработке конструкций, технологии производства алмазных инструментов для машиностроения и оптимизации режимов их эксплуатации посвящены многочисленные фундаментальные работы А.Е. Шилю, Э.Д. Кизикова, Е.К. Бондарева, В.А. Коновалова, В.Т. Чалого, Э.С. Рабинович, Е.Л. Прудникова, Т.М. Дуды, Е.А. Пашенко, Л.Л. Мишнаевского, В.И. Лавриненко и многих других [9—11, 29, 41, 43, 44].

В общем объеме выпускаемых инструментов из сверхтвердых материалов в Украине доля алмазных инструментов на металлических связках составляет около 45 %. Рабочий слой инструмента состоит из композиционных алмазосодержащих материалов в следующих условиях эксплуатации:

- при необходимости использования высокопрочных и крупнозернистых порошков алмаза;
- когда в процессе обработки требуется высокая размерная износостойкость рабочего слоя;

- при обработке с ударными и циклическими нагрузками;
- при обработке твердых неметаллических материалов.

Наиболее широко применяются алмазные круги и головки (диаметром от 4 до 600 мм) на операциях заточки металлорежущих твердосплавных инструментов, плоского, круглого, профильного и бесцентрового шлифования в металлообработке, при шлифовании стекла, керамики и огнеупоров.

Используются различные формы рабочего слоя кругов прямого профиля (A8, 1A1), чашечные (12A2×45°, 11V9, 12V5×45°), тарельчатые (12A2×20°, 11R4, 12D9, 12V5×20°), угловые (1V1, 14EE1, 1EE1), плоские (6A2, 9A3, 6A2T), фасонные (1FF1, 1P1, 2F6V) и другие формы (рис. 1.14) [42—44]. Так, для черновой обработки рабочий слой алмазных кругов выполняется на металлических связках на бронзовой основе M2-10, M2-09 и M2-15 с алмазами марок AC15, AC20, AC32, а для чистовой обработки используют круги на металлических связках на основе медь-алюминий-цинк (M1-01, M1-04, M1-05 и M1-10) с алмазами марки AC6 [41, 42].

Для резки и окантовки стекла, керамики, огнеупоров, природного камня, бетона и других неметаллических материалов, например полупроводников, применяются отрезные круги со сплошной режущей кромкой (1A1R) и отрезные круги (пилы) с прерывистой режущей кромкой (1A1RSS) композитов на металлических связках с высокой ударной вязкостью на бронзовой основе (M2-01, M6-15) и на основе Fe-Co-Ni (M6-14, M6-16) с высокопрочными алмазами марок от AC50 до AC160 [41, 42].

Процессы хонингования и суперфиниширования производятся хонинговальными брусками длиной до 150 мм и шириной до 16 мм. Брусками на связках M2-01, MП1, MП3 с высокопрочными алмазами AC32 и AC50 зернистостью 200/160...400/315 осуществляется черновая обработка. Брусками на связках M5-01, M5-04 и M5-06 с микропорошками марок ACM 28/20...60/40 и шлифпорошками марок AC6 (AC15) зернистостью 50/40...125/100 проводится чистовая обработка.

Алмазные сверла и коронки (диаметром 5...140 мм) для сверления отверстий в природных и искусственных неметаллических материалах (граните, мраморе, бетоне, стекле, керамике и огнеупорах) изготавливаются со сплошным рабочим слоем. Для сверл большого диаметра рабочий слой инструментов выполняется прерывистым. При изготовлении алмазных сверл используются металлические связки марок M2-01, M6-14 с высокопрочными алмазами марок AC32...AC160 зернистостью 125/100...500/400. На различных операциях обработки металлических и неметаллических изделий применяются алмазные инструменты на кера-

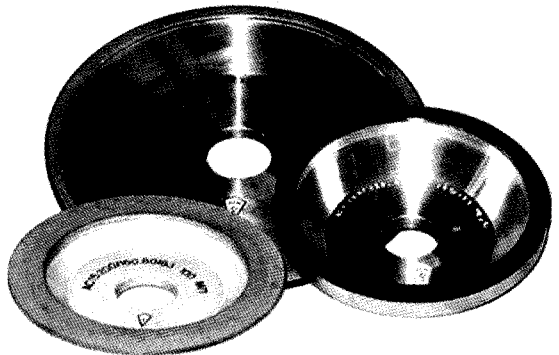


Рис. 1.14. Алмазные шлифовальные круги [41—44]

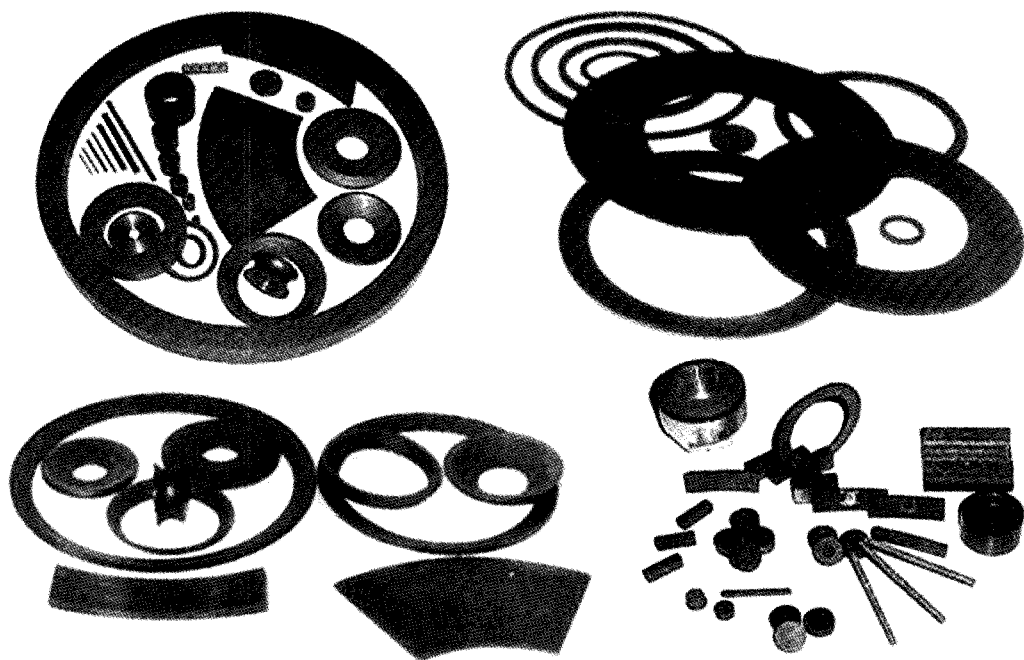


Рис. 1.15. Формы алмазного слоя инструментов на керамических связках [41—44]

мических связках [45—47]. Эти инструменты считаются одними из наиболее перспективных в массовом производстве на операциях внутреннего, наружного, плоского и врезного шлифования, а также хонингования. В основе большинства керамических связок используют стекла разного химического состава. От их свойств в значительной мере зависят свойства инструмента. Эти стекла должны обладать высокой смачивающей способностью по отношению к абразивам и наполнителям. Адгезионная активность стекол к алмазам обеспечивает высокую прочность удержания абразивов в матрице. В качестве компонентов стеклообразующих систем используют до 65 различных химических элементов.

Достаточно большой объем специальных инструментов изготавливается из алмазных элементов в виде таблеток, брусков и сегментов (рис. 1.15). В зависимости от назначения они содержат алмазные порошки различных марок и зернистостей практически на всех разработанных металлических связках. К таким инструментам относятся правящие головки и карандаши, шлифовальники и шлифовальные головки разных форм и размеров, секторные и многослойные алмазные круги, шлифовальные плиты и алмазные фрезы и т. д.

Типоразмеры и области эффективного применения инструментов из алмазосодержащего проката подробно рассмотрены в работах [41, 42, 44].



### 1.2.2. Инструменты с алмазосодержащими электрохимическими покрытиями

Алмазные инструменты практически любых форм и размеров изготавливаются нанесением алмазосодержащих покрытий методом электрохимического осаждения [41, 42, 48—50]. Прежде всего, это относится к таким инструментам, как шлифовальные головки, отрезные круги с внутренней и наружной режущей кромкой, трубчатые сверла, план-шайбы, ручные и машинные притиры, напильники и надфили, правящие ролики и блоки, шлифовальные круги различного профиля, а также специальные виды инструментов, такие как ленточные пилы, штрипсы, режущий и шлифовальный инструмент проволочного типа, барабаны, гильзы. В зависимости от назначения инструмента и его конструкции используются порошки зернистостью от 5/3 до 630/500 различных марок. В качестве матрицы применяется никель электролитический, хотя возможно использование других электролитически осаждаемых металлов и сплавов. Инструменты этого типа, как правило, имеют один слой не полностью зарощенных зерен, однако при необходимости, например, при изготовлении трубчатых сверл, возможно нанесение многослойных алмазосодержащих покрытий. Алмазные инструменты на гальванической связке также эффективно применяются для выполнения операций шлифования, сверления, резки твердых сплавов, цементированных и закаленных сталей, полупроводниковых материалов, поликора, лейкосапфира, кварца, стекла, ситаллов, ферритов, керамики, наполненных угле-, органо- и стеклопластиков, янтаря, кожи, резины, древесностружечных плит и др. [48—50].

При изготовлении изделий из неметаллических материалов в приборостроительной, радиотехнической, оптической и электронной промышленности большой объем занимает сверление отверстий разных диаметра и глубины. Наряду со сверлами на металлической связке, изготовленными методами порошковой металлургии, для сверления стекла, керамики, кварца, ситалла и других твердых и хрупких материалов широко применяются сверла с алмазно-гальваническим покрытием. Это обусловлено тем, что электрохимический метод более эффективен при изготовлении трубчатых алмазных сверл в широком диапазоне размеров по диаметру (от 0,8 до нескольких десятков миллиметров). В общем случае характеристика рабочего слоя определяется конкретными условиями: обрабатываемым материалом, глубиной сверления, диаметром отверстия и требованием к качеству сверления.

### 1.2.3. Алмазные правящие инструменты в машиностроении

Одним из наиболее массовых видов алмазного инструмента являются алмазные правящие карандаши [41—44]. Кроме однокристалльных и ориентированных правящих карандашей (по ГОСТ 607-80), в качестве функциональных элементов в алмазных правящих карандашах для правки абразивных шлифовальных кругов с целью обеспечения высокой точности рабочей поверхности абразивного круга широко используются композиционные алмазосодержащие материалы, в частности «Славутич» (рис. 1.16). Алмазные карандаши этого типа позволяют сравнительно просто осуществлять автоматическую

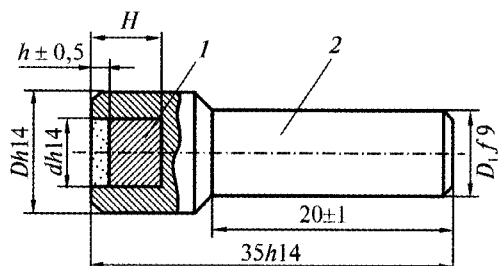


Рис. 1.16. Схема снаряжения правящего карандаша со вставкой из «Славутича» [44]

правку, часто предусматриваемую в станках и линиях для периодического восстановления режущей способности и формы шлифовальных инструментов. Главное назначение такого инструмента как алмазный карандаш — правка абразивных шлифовальных кругов. Правка проводится как на операциях наружного, внутреннего, круглого, бесцентрового и плоского шлифования, так и на отдельных операциях резбошлифования и зубошлифования. Высокая стойкость алмазных карандашей из материала «Славутич» позволяет получать идентичность профиля кругов при большом числе правок и тем самым обеспечивает однородность изделий, обработанных абразивами.

Правящие карандаши со вставками из композиционного алмазосодержащего материала «Славутич» применяются при интенсивной абразивной правке абразивных кругов из электрокорунда и зеленого карбида кремния, при внешнем, внутреннем, плоском и бесцентровом шлифовании.

Помимо алмазных правящих карандашей и алмазных брусков в ИСМ НАНУ разработана уникальная технология изготовления наиболее эффективных прецизионных алмазных инструментов с использованием методов гальваностегии и гальванопластики — алмазных правящих роликов (рис. 1.17) [41—44]. Несмотря на то, что ряд известных зарубежных фирм специализируется на разработке и выпуске алмазных инструментов такого типа на основе природных алмазов, в ИСМ НАНУ для изготовления правящих роликов были использованы синтетические алмазы, эффективность и точность правки ко-

Таблица 1.4. Типоразмеры алмазных правящих карандашей, оснащенных вставками из «Славутича» [44]

Диаметр карандаша $D$ , мм	Диаметр державки $D_1$ , мм	Размеры вставки, мм			Масса алмазов, кг	Предельный износ карандаша, мг/см <sup>3</sup>
		$d$	$H$	$h$		
16	12	12	10	3,0	1,50	• при правке кругов из электрокорунда с размером зерен 25...40 мкм и твердостью C1-C1-0,025
				4,5	2,25	
				6,0	3,00	
14	10	10	10	3,0	1,04	
				4,5	1,56	
				6,0	2,08	
12	8	8	8	3,0	0,66	• при правке кругов из электрокорунда с твердостью C2-СТМ2-0,033
				4,5	0,99	
				6,0	1,32	
10	6	6	8	3,0	0,2	
				4,5	0,3	
				6,0	0,4	

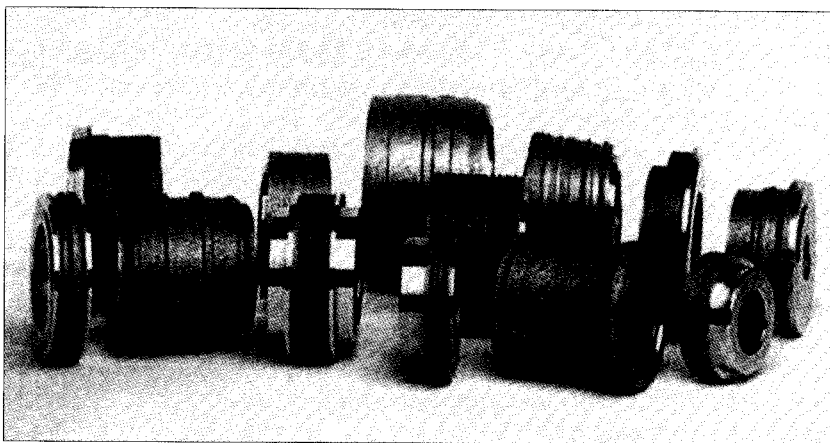


Рис. 1.17. Алмазные правящие ролики [44]

торых не уступали аналогичным инструментам из природных алмазов, а точность получения размеров при правке абразивных кругов составляла 10...15 мкм (для роликов, изготовленных методом гальваностегии) и 3...5 мкм (для роликов, изготовленных методом гальванопластики).

### **1.3. АНАЛИЗ ФАКТОРОВ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА КОМПОЗИЦИОННЫЕ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИЕ МАТЕРИАЛЫ В УСЛОВИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

В генезисе свойств алмаза также можно проследить определенную последовательность возможных необратимых изменений его физико-механических свойств:

- при спекании композитов;
- при пайке спеченных режущих элементов в корпусах инструментов;
- при термическом воздействии за время цикла взаимодействия инструмента с породой в зоне резания.

Спекание алмазных композиций в зависимости от применяемых металлических связок и способов спекания проводят при температуре 750...1150 °С [41, 42, 51]. При такой температуре существенно снижается прочность алмазов, которая зависит от уровня и продолжительности температурного воздействия, типа используемого в ростовой системе металла-растворителя, обуславливающего возникновение растягивающих остаточных напряжений в зерне алмаза, которые при определенных условиях приводят к его растрескиванию [27, 52].

Контактное взаимодействие алмазного инструмента с обрабатываемой деталью в соответствии с известной теорией, описывающей теплофизические процессы, имеющие место при механической обработке твердых тел абразивным инструментом, происходит с интенсивным тепловыделением [32—34]. Расчетные оценки действующей температуры показали, что она достигает 800...1100 °С и более, а скорость нагрева в цикле пребывания инструмента в

зоне резания —  $9 \cdot 10^4$  град/с [32, 34]. Многочисленные работы, посвященные экспериментальному измерению температуры в зоне резания породы буровым и горным алмазными инструментами, подтверждают это положение [7, 31, 32].

Однако действие температурного фактора высоких уровня и интенсивности не может не влиять на такой уникальный объект, как алмаз. Вследствие воздействия высокой температуры в алмазе происходят необратимые изменения его свойств [27] в виде накопления повреждений, таких как микро-растрескивание, либо графитизация тех его объемов, в которых в соответствии с распределением поля высокой температуры в зоне резания [31—34] происходит фазовое превращение алмаза в графит [33, 55]. Таким образом, выбор марки алмазов в первую очередь обусловлен способностью противостоять негативному влиянию температурного фактора и тем самым сохранять сплошность зерен алмазов, обеспечивая реализацию главной цели назначения абразивного инструмента.

Следовательно, мы должны располагать синтетическими алмазами, обладающими определенным диапазоном термопрочности, в частности, алмазами отечественного производства, начиная с марки AC50 вплоть до AC160, либо алмазами зарубежного производства SDA 45...SDA100S, а также MBS 70...MSD [55, 56]. Все марки алмазов, применяемые в камнеобрабатывающих инструментах, в силу специфики условий эксплуатации должны соответствовать в первую очередь требованию по уровню термостойкости, определяющему способность алмазов сохранять прочность после воздействия высокой температуры заданной продолжительности [56—59]. Поэтому при выборе алмазов это свойство имеет первостепенное значение.

Следующее место в шкале приоритетов в технологии производства композитов рассматриваемого класса занимают связки. Все виды инструментов, за исключением полировальных инструментов, в которых функциональные элементы выполнены на полимерных связках с температурой полимеризации значительно ниже уровня проявления негативного влияния теплового фактора на прочностные свойства алмазов, производятся на основе металлических связок [41—43]. Базу идеологии формирования металлических связок для камнеобрабатывающих инструментов составляет система принципиальных требований, которым они должны соответствовать. Во-первых, это смачивание алмазов, во-вторых, относительно невысокая температура спекания, высокие прочность, твердость, теплопроводность и износостойкость. Применение алмазных инструментов для обработки высокоабразивных сред обусловило необходимость дополнительного введения в состав связок различных твердых дисперсных протекторов, таких как порошки карбидов бора, вольфрама или титана, релита, оксида алюминия и других, повышающих в конечном итоге сопротивление связок абразивному износу. Но главным критерием в концепции выбора связки именно для камнеобрабатывающего инструмента все же остается принцип равенства интенсивности износа алмазов и связки, который лежит в основе теоретического либо эмпирического обоснования требуемого уровня твердости и износостойкости связки в каждом конкретном случае [6—9]. Это условие впоследствии является определяющим в выборе соответствующего технологического способа и параметров режима спекания композита в целом.

Условия взаимодействия в системе алмаз—связка также занимают значимое место в общей концепции качества композиционных алмазосодержащих материалов, так как необходимо обеспечивать качественное алмазоудержание, что определяет не только надежный сток теплового потока, проходящего через зерно алмаза из зоны контактного взаимодействия в связку, но и степень применения алмаза, т. е. меру эффективности его использования вплоть до механического удаления оставшейся части зерна из связки в процессе работы инструмента [60, 61]. Это достигается не только подбором соответствующих компонентов связки, обеспечивающих ее взаимодействие с алмазом, но и с помощью специальных покрытий, наносимых на поверхность алмаза. При формировании покрытий предпочтение отдается карбидообразующим металлам [36—38].

Традиционно спекание композиционных алмазосодержащих материалов проводится методами порошковой металлургии [41, 42, 62]. Наиболее распространенный среди них — метод горячего прессования либо его модификации, к которым (с некоторыми оговорками) можно отнести и электроразрядное спекание. Главной и принципиальной особенностью этих методов является длительное изотермическое спекание КАМ с продолжительностью 20...40 минут. Конечно, столь длительное тепловое воздействие на алмазы в спекаемом композите не может не оказывать негативного действия на прочностные свойства алмазов, даже если спекание происходит в защитной или восстановительной средах и эти изменения не только известны, но и регламентированы в технологии спекания этого класса композитов применительно к конкретным эксплуатационным условиям [41, 42]. Многочисленные исследования в области создания альтернативных принципов спекания алмазосодержащих композитов, направленных на сокращение времени спекания, в силу известных положений активированного спекания многокомпонентных сред [39] приводили к необходимости увеличения прикладываемого давления вплоть до мегабарного диапазона в ударных волнах, генерируемых энергией взрыва [63, 64], либо к уменьшению удельных энергозатрат, реализуемых методами инфильтрации [12, 13], спекания в контейнере [15] или в условиях вакуума [62, 65]. Все перечисленные технологии имеют как позитивные, так и негативные факторы относительно функциональных свойств композиционных алмазосодержащих материалов, поэтому эффективность этих технологий следует оценивать индивидуально в каждом случае практического применения.

#### **1.3.1. Температурное воздействие на зерно алмаза в процессе его контактного взаимодействия с поверхностью обрабатываемого материала**

Взаимодействие сверхтвердых абразивных частиц с деталью сопровождается интенсивным тепловыделением, при этом локальные температуры резания изменяются пилообразно, достигая в пике значений порядка 1000 °С и выше [32—34, 53]. Режим работы шлифовального круга выбирается с учетом предельно допустимой температуры в его рабочей зоне — алмазных зернах и

приповерхностном слое связки. Вследствие малых размеров зерен алмаза и их высокой теплопроводности температура границы алмаз-связка зачастую оказывается выше температуры деструкции последней. Это приводит к развитию деформации и разрушению связей между связующим и поверхностью абразивных частиц. Как следствие, происходит преждевременный вырыв потенциально работоспособных зерен сверхтвердых материалов (СТМ) из связки и ускоренный износ инструмента [60, 61]. В случае использования металлизированных алмазов [66—68] их удельный расход снижается в несколько раз. Аналогичный эффект наблюдается при нанесении стеклопокрытий.

Таким образом, материал и толщина покрытия являются параметрами, рациональный выбор которых может существенно улучшить эксплуатационные свойства шлифовальных кругов. Такой выбор, очевидно, может быть сделан только на базе детального анализа тепловых явлений в системе алмаз—покрытие—связка. Поскольку применение инструментальных методов (ввиду малости и труднодоступности объекта исследования, а также быстротечности процесса) крайне затруднено, наиболее подходящим способом решения указанной задачи является метод математического моделирования [32—34].

Сложность описания температурного поля в приповерхностном слое алмазного круга обусловлена большим количеством факторов, оказывающих влияние на его тепловой режим. Условно эти факторы можно разделить на две группы. К одной из них относятся конструкционные параметры, а именно типоразмер круга, зернистость алмазного порошка, его объемное содержание в связке, наличие покрытия, а также теплофизические свойства указанных материалов: теплопроводность, удельные плотность и теплоемкость. Другую группу составляют технологические параметры процесса шлифования: свойства обрабатываемого изделия, скорость вращения круга, силы резания, площадь контакта с деталью, условия охлаждения и т. д. При этом тепловые поля в системе связка—алмаз—деталь являются существенно неоднородными и нестационарными. Распределение выработанного в результате работы зерна тепла между связкой, обрабатываемой деталью и внешней средой может быть весьма различным в зависимости от перечисленных выше факторов.

Сложностью указанной проблемы, вероятно, и объясняется малочисленность, несмотря на актуальность и практическую важность, работ в этой области. В тоже время среди публикаций, посвященных исследованию влияния технологических параметров на теплофизику процесса шлифования, следует отметить работы А.В. Якимова [53] и В.А. Сипайлова [54]. Приведенные в них формулы устанавливают взаимосвязь между механическими величинами (силой резания, скоростью вращения и т. п.) и порождаемыми ими тепловыми явлениями (мощностью тепловыделения  $Q$  на единичном зерне и интенсивностью теплообмена  $\beta$  с внешней средой). Например, с помощью приведенной в работе [54] формулы

$$Q = 2,34 p_z v = 2,34 \frac{m_z P_z v}{F_k n_p}, \text{ кал/см} \quad (1.1)$$

можно оценить  $Q$  по известным окружному усилию резания  $P_z$ , скорости шлифования  $v$  и номинальной площади контакта круга с деталью  $F_k$ . Влияние



конструкционных параметров на тепловой режим работы шлифовальных кругов исследовано в [2, 8] и др.

В.И. Куц и А.Е. Шило [34] разработали теоретическую методику прогнозирования влияния параметров покрытий алмазных зерен на динамику их температурного поля при тепловых воздействиях, моделирующих процесс шлифования; создали геометрическую модель единичного алмазного зерна радиусом  $R$ , покрытого слоем стекла или металла толщиной  $h$  в связке (рис. 1.18).

Была решена [34] модельная краевая задача теории теплопроводности, включающая дифференциальное уравнение нестационарного теплопереноса:

$$\rho c(T) \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla[\lambda(T) \nabla T], \quad (1.2)$$

где  $\rho$  — удельная плотность,  $\lambda$  — теплопроводность,  $c$  — удельная теплоемкость;  $\rho = \rho_d$ ,  $\lambda = \lambda_d$ ,  $c = c_d$  в алмазе,  $\rho = \rho_c$ ,  $\lambda = \lambda_c$ ,  $c = c_c$  в покрытии и  $\rho = \rho_m$ ,  $\lambda = \lambda_m$ ,  $c = c_m$  в связке. Моделирование проводилось для покрытий из натрий-боросиликатного стекла, никеля и полимерной связки на основе фенольного связующего.

Исходя из решения этой задачи, были получены результаты, демонстрирующие различие механизмов рассеяния тепла стеклянными и металлическими покрытиями на алмазе. Ниже приведены данные, полученные при решении модельной задачи для времени одного цикла оборота  $t_0 = 0,02$  с; времени контакта с деталью  $t_k = 0,001 \dots 0,002$  с, что соответствует скорости вращения круга 3000 об/мин. При этом для круга диаметром 150 мм линейная скорость шлифования составляет  $v = 24$  м/с, а длина линии контакта  $l$  — 2,4 см и 4,8 см для  $t_k$ , равного 0,001 и 0,002 с соответственно.

Распределение температуры в окрестности алмазного зерна со стеклопокрытием ( $h = 0,15R$ ) в различные моменты времени иллюстрируют изополюсы равных температур, показанные на рис. 1.19.

Из приведенных рисунков видно, что как металло-, так и стеклопокрытие на алмазы обеспечивают существенное (и сравнимое по величине) снижение максимальной температуры в связке. Так, на рис. 1.20 показаны зависимости

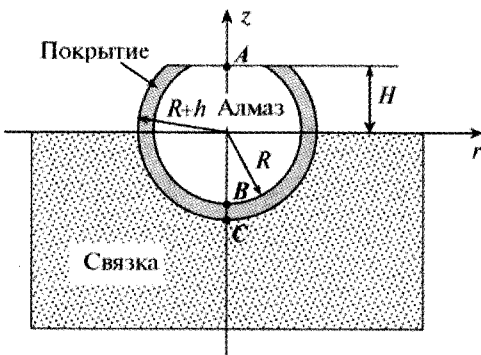


Рис. 1.18. Геометрическая модель алмазного зерна с покрытием, закрепленного в связке

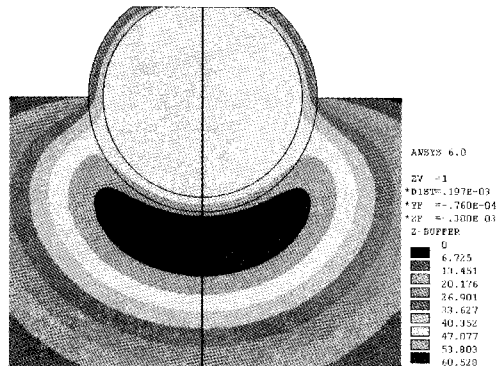


Рис. 1.19. Распределение температуры в системе алмаз—покрытие—связка для  $t_k = 0,02$  с

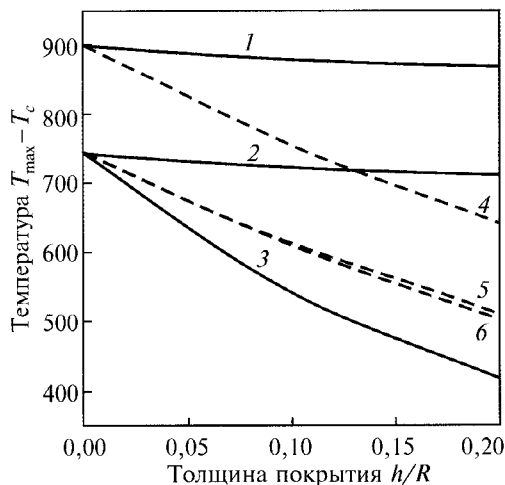


Рис. 1.20. Зависимость максимальной температуры  $T_{\max}$  от толщины покрытия: сплошные линии — стеклопокрытие, пунктирные линии — металлопокрытие; кривые 1, 4 —  $T$  (в точке  $A$ ), кривые 2, 5 —  $T$  (в точке  $B$ ), кривые 3, 6 —  $T$  (в точке  $C$ )

максимальной за оборот ( $t_0 = 0,02$  с,  $t_k = 0,002$  с) температуры в точках  $A$ ,  $B$  и  $C$  (кривые 1 и 4; 2 и 5; 3 и 6 соответственно) от толщины покрытия. Сплошные линии представляют результаты расчетов для алмазов со стеклопокрытием, штриховые — для алмазов, покрытых никелем.

Предложенная методика прогнозирования теплового режима алмазного зерна с покрытием [34] при его работе в составе шлифовального круга на полимерной связке обеспечивает детальное пространственно-временное описание температурного поля во всех компонентах системы алмаз—покрытие—связка.

Контактное взаимодействие алмазного инструмента с обрабатываемой горной породой, сопровождаемое интенсивным тепловыделением, рассмотрено также

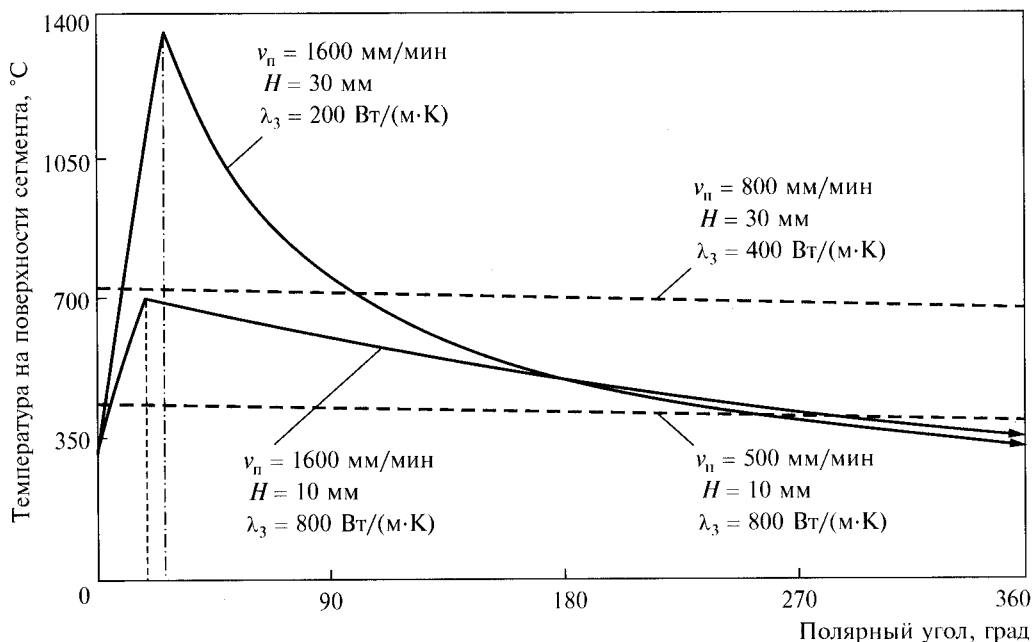


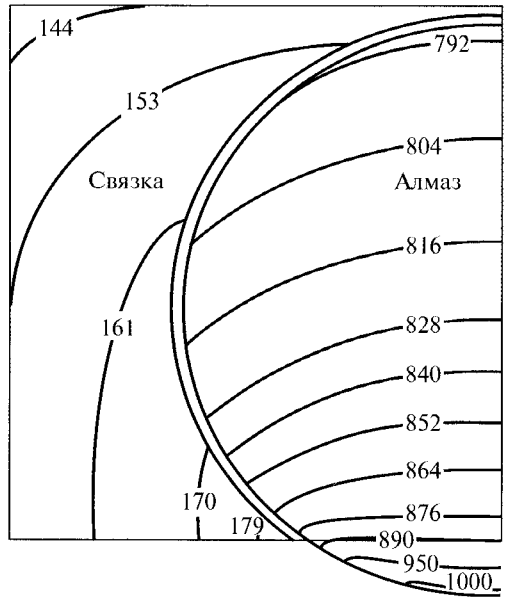
Рис. 1.21. Распределение температуры на поверхности алмазного круга в цикле оборота круга по угловой координате [32]

Рис. 1.22. Пример численного определения распределения поля температур в зерне алмаза при непрерывном трении по горной породе, °С [33]

в работе [33]. Расчетные оценки действующей температуры показали, что она может достигать 800...1100 °С и более (рис. 1.21), а интенсивность нагрева в цикле пребывания инструмента в зоне резания —  $9 \cdot 10^4$  град/с [32].

Температурный фактор такого уровня и такой интенсивности оказывает существенное влияние на алмаз. При этом в алмазе происходят необратимые изменения его свойств в виде накопления повреждений (микрорастрескивание) или графитизация его объемов, в которых протекают фазовые превращения алмаза в графит в соответствии с распределением поля высокой температуры в зоне резания (рис. 1.22).

Таким образом, выбор марки алмазов для камнеобрабатывающего инструмента обусловлен, в первую очередь, способностью противостоять негативному влиянию температурного фактора и тем самым сохранять сплошность зерен алмазов, обеспечивая реализацию предназначения абразивного инструмента. Для таких инструментов целесообразно использовать термостойкие синтетические алмазы [32]. Все марки алмазов, применяемые в камнеобрабатывающих инструментах, должны соответствовать требованию по уровню термостойкости, определяющему способность алмазов сохранять прочность после воздействия высокой температуры заданной продолжительности.



## ТЕХНОЛОГИИ СПЕКАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

Важнейшим технологическим процессом получения компактного материала из порошков является спекание. В процессе спекания происходит слияние порошков шихты в сплошное тело. Условия контактов между частицами изменяются в результате поверхностной пластической деформации, диффузии атомов, испарения со свободных поверхностей и конденсации на границах зерен [62]. Центры частиц сближаются за счет кооперативного переноса атомов (пластическое и вязкое течение), диффузии вакансий в решетку в пределах субструктуры (диффузионно-вязкое течение), диффузии вакансий на поверхность тела [69, 70]. Эти процессы протекают в пористой заготовке, поскольку на поверхностях твердых частиц и на поверхности жидкой фазы атомы обладают повышенной энергией, а межмолекулярные силы не находятся в равновесии. Они стремятся сократить поверхность, собрать малые объемы жидкости в капли, образовать границы с малой энергией. Напряжения в зоне контакта частиц в присутствии жидкой фазы обуславливают увеличение растворимости твердого вещества в жидкости. Увеличение объема твердой фазы происходит также в результате растворения мелких зерен и кристаллизации вещества на крупных зернах. В результате этого процесса растворяются остроугольные зерна, залечиваются трещины в зернах, что приводит к сближению частиц и формированию однородной и плотной структуры материала.

В настоящее время технологии изготовления КАМ базируются в основном на методах порошковой металлургии, к которым относятся горячее и горячее изостатическое прессование, свободное спекание в вакууме или защитной среде, методы электрохимии и пропитка в защитно-восстанавливающих газовых средах. Кратко охарактеризуем перечисленные методы.

Рассмотрим влияние термобаровременных условий, характерных для наиболее широко применяемых технологий в порошковой металлургии, на названные выше процессы при формировании структуры композиционных алмазосодержащих материалов различного назначения.

### 2.1. СВОБОДНОЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ СПЕКАНИЕ

Свободное изотермическое спекание протекает с образованием жидкой фазы, появляющейся в результате плавления материала связки. Процесс уплотнения происходит вследствие массопереноса, вызванного одновременным

действием температуры, давления и химического взаимодействия реагирующих компонентов смеси. В результате такого способа активации образуются гетерофазные материалы.

Изотермическое спекание композиционных алмазосодержащих материалов заключается в формировании прочного твердого тела из системы слабо-связанных отдельных частиц. В работе Я.Б. Гегузина [70] показано, что жидкофазное спекание разделяется на три этапа. На первом этапе происходит перегруппировка частиц, в процессе которой жидкая фаза заполняет пустоты между частицами. На этом этапе соотношение изменения объема ( $\Delta V$ ), начального объема ( $V_0$ ) и времени ( $\tau$ ) описывается уравнением типа  $\frac{\Delta V}{V_0} = \tau^k$  (при  $k > 1$ ), на втором этапе происходят процессы растворения—осаждения, характеризующиеся соотношением  $\frac{\Delta V}{V_0} = \tau^{1/3}$  для частиц сферической формы, а на третьем этапе протекает твердофазное спекание.

Главный недостаток этого метода применительно для спекания КАМ — длительное пребывание алмазов в условиях действия высокой температуры и окислительной среды, т. е. основных факторов, обуславливающих их разупрочнение и графитизацию.

### 2.1.1. Особенности спекания композиционных алмазосодержащих материалов на керамических связках свободным изотермическим спеканием

При изготовлении практически всех типов алмазных инструментов выполняются определенные условия формирования структуры композиционных алмазосодержащих материалов для достижения необходимого качества, удовлетворяющего эксплуатационным требованиям. Среди них основными являются минимизация графитизации поверхностных слоев и разупрочнения алмазов, однородность их распределения в объеме и алмазоудержание, которое обеспечивается в первую очередь адгезионным взаимодействием алмаза с материалом связки. Если для выполнения первых трех условий существует ряд известных технологических приемов, в частности, использование специальных способов спекания алмазосодержащих композитов, низкотемпературных связок, то обеспечение адгезионной связи алмазов со связкой реализуется достаточно проблематично. Эту проблему решают нанесением различными способами покрытий из карбидообразующих металлов на поверхности алмазов, которые хорошо смачиваются металлами используемых связок либо введением в связки карбидообразующих добавок, которые образуют промежуточный слой, формирующий адгезионное взаимодействие алмаза со связкой. Однако этим на производстве во многих случаях пренебрегают, чтобы не усложнять технологию и не удорожать изделия, ограничиваясь механическим обжатием алмазов, обусловленным термоупругим несоответствием компонентов композита.

Для композиционных алмазосодержащих материалов на металлической связке традиционным [41—43] является метод, заключающийся в свободном изотермическом спекании в жаропрочных пресс-формах (сплав ЭИ 437Б) в восстановительной среде с последующей горячей допрессовкой (до 200 МПа), а также различные вариации этого метода. Таким методом можно получить практически беспористую матрицу. Данный метод допускает легирование матрицы посредством введения как металлических, так и неметаллических добавок, которые обеспечивают вариацию свойств исходного материала. Например, в работе [42] показано, что легирование 5—10 % титана (мас. доля) практически не влияет на изменение механических свойств, но при этом увеличивает на 20...50 % алмазодержание, что связано с повышением адгезионной прочности связи алмаза и связки. Однако указанный метод имеет некоторые недостатки, такие как длительность пребывания алмазов в условиях высокотемпературного нагрева и относительно невысокая производительность.

На прочность алмазов негативно влияет температура при спекании алмазосодержащего композита на основе металлических связок, достигающая  $0,7...0,8 T_{пл}$  материала связки (матрицы). Ее основу обычно составляют металлы из IV периода Периодической таблицы элементов, значит, температура в зоне спекания достигает 910 °С. При этом продолжительность процесса спекания составляет десятки минут. Указанные термобарические параметры процесса, безусловно, негативно влияют на состояние алмазов, следовательно, и на свойства композита в целом.

На сегодня существует ряд технологий спекания КАМ с металлической матрицей [41—43, 71]. При выборе конкретной технологии и оптимизации ее параметров основная цель — обеспечение высокого качества получаемых изделий. Однозначно количественно охарактеризовать качество композита довольно сложно, однако очевидно, что на структурном уровне высокое качество КАМ означает [42]: а) плотную и полностью консолидированную матрицу (связку), б) прочные межфазные границы; в) неповрежденные зерна алмаза, г) низкую плотность структурных дефектов (пор, трещин и т. д.). В рамках определяемых структурой физико-механических свойств это выражается в высоких тепло- и электропроводности, упругих и прочностных характеристиках и эксплуатационных свойствах: долговечности, износостойкости, режущей способности и др.

При выборе термобарических параметров технологического процесса спекания КАМ необходимо учитывать специфические свойства алмаза, в частности, его ограниченную термостойкость [56—59], что предопределяет выбор материалов связок и технологий с относительно небольшой температурой и малым временем выдержки. В таких условиях существенное значение имеет давление, которое должно быть достаточным, чтобы интенсифицировать процесс усадки и в то же время не вызывать разрушение алмазных зерен и не создавать избыточные остаточные напряжения.

Процессы уплотнения порошков стекол при спекании можно представить следующим образом. Спекание порошков исходных стекол протекает в три



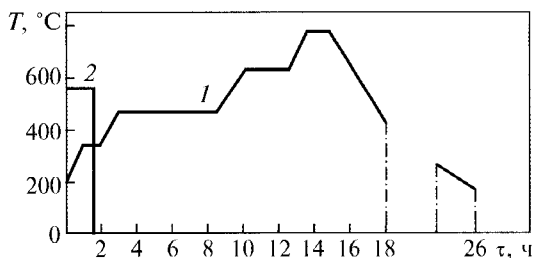


Рис. 2.1. Режимы спекания инструмента:  
1 — технология свободного спекания;  
2 — технология термопластического формования [42]

стадии [9]. На первой стадии происходит припекание частиц, а усадка достигает 20...30 % (об. доля). На второй стадии спекание протекает по механизму вязкого течения. Третья стадия характеризуется диффузионным взаимодействием между оставшимися пораами (внутреннее спекание). На второй стадии усадка составляет 60...70 % (об. доля), а на третьей — 10...15 % (об. доля). Введение порошков алмаза в свинцовое стекло при температуре спекания 400 °С снижает усадку по сравнению со спеканием исходного стекла за счет образования каркаса из зерен алмаза, препятствующего перемещению частиц стекла. Так, при введении в стеклокомпозицию шлифпорошков алмаза марки АС4 125/100 усадка спекаемого композита уменьшается в 1,85 раза, а при использовании микропорошка алмаза марки АСМ 10/7 — только в 1,4 раза. Спекание порошка силикатного стекла с алмазами проводится при температуре 600 °С, а со связкой на основе свинцового стекла — 400 °С. В результате взаимодействия алмаза с силикатным стеклом образуются продукты реакций, что замедляет диффузионные процессы.

Для изготовления изделий из композиционных алмазосодержащих материалов на стеклокерамических связках используется метод термопластического формования в пресс-формах, в которых проводят брикетирование с последующим спеканием. Основное преимущество этого метода — получение алмазосодержащего слоя инструмента заданных форм и размеров. Материал связки во время горячего прессования находится в вязкотекучем состоянии. Используя этот метод, можно повысить смачивающую способность расплава с алмазом и наполнителем за счет эффекта дробления материала расплава на границах раздела фаз при допрессовке. По сравнению с технологией обжига в свободном состоянии время изготовления изделий методом спекания с допрессовкой сокращается в 10 раз. Одной из основных особенностей технологии изготовления инструмента на керамических связках является применение легкоплавких стекол различного химического состава. Для связок на основе свинецсодержащих стекол температура спекания композиций составляет 550...650 °С.

Типичный температурно-временной режим термообработки алмазосодержащего слоя изделий показан на рис. 2.1. Здесь первый этап характеризует цикл термической обработки изделия по технологии свободного спекания изделия с несколькими ступенями выдержки и общим временем нахождения изделия в печи до 20...25 часов. На втором этапе проводится изготовление изделий методом термопластического формования. Время нахождения изделия в печи на этом этапе составляет 1...1,5 часа.

## 2.2. ВАКУУМНОЕ СПЕКАНИЕ

Суть вакуумного спекания [29, 41, 42, 62, 65] состоит в формировании связки на основе материалов, адгезионноактивных к алмазу, с последующим жидкофазным спеканием в вакууме. К преимуществам данного метода относятся прочность межфазных границ и, как следствие, надежное закрепление алмазного зерна в связке и алмазосодержащего слоя на рабочей поверхности инструмента, возможность получения крупногабаритного инструмента, а также инструмента со сложным профилем с толщиной рабочего слоя от 0,2 до 12 мм. Кроме того, эта технология допускает вариацию пористости связки в пределах от 0 до 25 % без значительного изменения прочностных характеристик. Также вследствие прочности гетерофазных границ инструмент, изготовленный по данной технологии, сохраняет свои эксплуатационные характеристики даже при интенсивном нагружении. В настоящее время с использованием этой технологии производят буровые коронки, шлифовальные круги, детали машин с износостойкими покрытиями, хонинговальные бруски и многое другое. Продолжительность процесса спекания измеряется часами при температуре  $0,8...1,0 T_{пл}$  материала связки.

## 2.3. КОМПРЕССИОННОЕ СПЕКАНИЕ

Процесс компрессионного спекания реализуется с образованием жидкой фазы, но консолидация структуры активизируется действием газов, подаваемых под давлением в камеру, которые могут быть активаторами химических реакций или нейтральными, защищающими спекаемые материалы от окисления. Плотность материалов, полученных этим способом, выше, чем при свободном спекании, соответственно лучше механические характеристики материала [72, 73].

В настоящее время используют камеры высокого давления с секционными электрическими нагревателями, позволяющие управлять распределением температуры в рабочей зоне печи. Такие камеры оснащаются системой экранов и тепловой изоляции, предотвращающих нагрев стенок печи. Теплопередающей средой является газ (гелий, аргон). Радиационный нагрев газа осуществляется молибденовыми или вольфрамовыми нагревателями. Спекание происходит при высоких давлениях до  $6...8$  МПа и температуре свыше  $1800...2000$  °С [72], а также индукционным нагревом для условий применения инертных газов, обеспечивающих защиту изделий от окисления или поддержание равновесия парциального давления летучих компонентов. Обычно процесс спекания проводится в две стадии: на первой завершается образование закрытой пористости при давлениях порядка  $0,5...1$  МПа, а на второй стадии давление повышается, подавляя процессы термодеструкции и обеспечивая эффект объемного сжатия. При необходимости процесс спекания проводят в специальных контейнерах, предотвращающих проникновение газа в поры порошковой заготовки.

На сегодня разработаны специальные высокотемпературные агрегаты, обеспечивающие необходимые условия для спекания изделий. Это компрессионные печи с повышенным давлением газовой среды, прессы горячего прессо-

вания и установки горячего изостатического прессования. Спекание проводят с активирующими консолидацию добавками. За счет активизации процесса консолидации активирующими добавками и приложения газостатического давления получают достаточно плотные изделия. Однако их плотность существенно меньше плотности горячепрессованных изделий.

### 2.4. РЕАКЦИОННОЕ СПЕКАНИЕ

В настоящее время одним из наиболее эффективных способов спекания является метод реакционного спекания. Суть процесса заключается в заполнении капиллярных пор, образованных при формировании (прессовании) заготовок изделий из смеси порошков разного гранулометрического состава и дисперсности, термореактивной смесью, которая в процессе реакции синтеза образует материал основного каркаса заготовки изделия.

Реакционное спекание — это спекание материалов, сопровождающееся химическим взаимодействием компонентов с образованием химических соединений, входящих в состав материала [74, 75]. В результате реакционного спекания происходит процесс уплотнения и упрочнения материала за счет синтеза дополнительного количества соединений, образующих данный материал. Реакция происходит на поверхности зерен твердых компонентов смеси, площадь границ раздела твердое тело—газ уменьшается, значительно уменьшается пористость материала. Процесс является самозатухающим. В этом методе одновременно осуществляются реализация процесса спекания и образование твердофазных реакций синтеза.

Реакционноспеченные материалы по своим физико-механическим свойствам приближаются к горячепрессованным. Однако технологический процесс их спекания гораздо проще, дешевле и позволяет получать крупногабаритные изделия сложной формы. Для этого необходимо выбрать оптимальный технологический процесс производства, позволяющий получать заготовки изделий с оптимальным припуском на механическую обработку, но не уступающие по качеству получаемого материала. Формование заготовок изделий проводится прессованием в пресс-формах на гидравлических (механических) прессах, гидростатическим, газостатическим, инъекционным, мундштучным прессованием или шликерным литьем [76, 77], а также другими методами, с помощью которых получают брикеты заготовок изделий разных габаритов и форм. Основной составляющей процессов изготовления керамических материалов по технологии порошковой металлургии, которые различаются методами синтеза и диспергирования порошков, условиями формообразования и спекания, а также возможностью совмещения операций спекания и горячего прессования, является горячее изостатическое (газостатическое) прессование [78].

При жидкофазном спекании для интенсификации процессов уплотнения применяются активаторы спекания, формирующие аморфную или кристаллическую межзеренную фазу, которая образует компактное изделие.

В процессе реакционного спекания уплотнение материала происходит вследствие прохождения химической реакции при высоких температурах непосредственно в теле прессовки, между спекаемым твердым реагентом и

внешним газовым или жидким реагентом. Основная особенность реакционного спекания — объем продукта реакции должен быть больше объема твердого реагента, введенного в прессовку для создания реакции синтеза. Реакция должна происходить с увеличением объема, при этом поры заполняются образованным в процессе реакции веществом со стехиометрическим составом основного компонента прессовки. Один из реагентов должен поступать извне, только в этом случае происходит уплотнение. Поэтому реакция протекает на поверхности, и площадь границы раздела твердое тело—газ (жидкость) уменьшается в ходе спекания, а процесс является самозатухающим [75]. Уравнение, описывающее объемный эффект реакции, имеет вид

$$V = V_n + V_p + V_{\text{н}},$$

где  $V_n$  — объем пор;  $V_p$  — объем активного реагента;  $V_{\text{н}}$  — объем инертного наполнителя.

Важнейшим технологическим процессом получения компактного материала из порошков является спекание. Площадь контактов между частицами увеличиваются за счет поверхностной диффузии атомов, испарения со свободных поверхностей и конденсации на границах зерен [79]. Центры частиц сближаются за счет кооперативного переноса атомов (пластическое и вязкое течение), диффузии вакансий в решетку в пределах субструктуры (диффузионно-вязкое течение), диффузии вакансий на поверхность тела. Эти процессы протекают в пористой заготовке как на поверхностях твердых частиц, так и на поверхности жидкой фазы. При этом атомы обладают повышенной энергией, а межмолекулярные силы не находятся в равновесии. Они стремятся сократить площадь поверхности, собрать малые объемы жидкой фазы в капли и образовать границы с малой энергией. Напряжения в зоне контакта частиц в присутствии жидкой фазы обуславливают увеличение растворимости твердого вещества в жидкости. Увеличение объема твердой фазы происходит также в результате растворения мелких зерен и выделения вещества на крупных зернах. В итоге растворяются остроугольные зерна, залечиваются трещины в зернах керамики, что приводит к сближению частиц и формированию однородной и плотной структуры материала.

## 2.5. ГОРЯЧЕЕ ПРЕССОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

В тугоплавких оксидах, в том числе карбидах, боридах и нитридах, коэффициент самодиффузии компонентов очень мал. В частности, в карбиде кремния он равен  $10^{-20}$  см<sup>2</sup>/с. Поэтому получить плотный керамический материал или композиционный материал из порошков таких соединений обычным спеканием чрезвычайно сложно, а в большинстве случаев практически невозможно. Для консолидации таких материалов используются методы горячего или изостатического горячего прессования. Метод горячего изостатического прессования реализуется при всестороннем обжатии и позволяет получать равноплотные изделия с более высокой плотностью, чем при свободном спекании [62]. При спекании тугоплавких керамических соединений этот метод

применяется для улучшения эксплуатационных характеристик материалов, полученных традиционными методами спекания, и закрытия остаточной пористости. Горячее изостатическое прессование используют для консолидации материалов, уплотняющихся только при одновременном воздействии высокого изостатического давления прессования и высокой температуре спекания.

Использование при горячем прессовании более высоких давлений снижает температуру спекания, но при этом необходимо применение высокоплотного графита (например, МПГ-7), с помощью которого можно выполнять спекание при давлении до 50 МПа. Нагрев пресс-форм осуществляется различными методами в зависимости от выбранной конструкции зоны нагрева. Наиболее часто используется нагрев прямым пропусканием тока через пресс-форму или косвенным — от индукционного нагревателя. Горячее прессование по сравнению со свободным спеканием требует более сложного оборудования, в котором комбинируется печь для нагрева пресс-формы, пресс, осуществляющий механическое нагружение, и энергоемкая система нагрева. Давление горячего прессования лимитировано прежде всего прочностью графитовых пресс-форм. Влияние температуры и давления горячего прессования на механические свойства КАМ рассмотрено в работе [79].

Востребование алмазных камнеобрабатывающих и буровых инструментов в больших объемах [2] предопределило организацию промышленного производства синтетических алмазов. И только создание КАМ на основе высокоизносостойкой твердосплавной связки и природных алмазов — «Славутич» [4, 5, 80], а затем и с синтетическими алмазами — твесал [81] кардинально изменило технологии бурения на нефть, газ, твердые полезные ископаемые и обработки природного камня и строительных материалов. Однако, несмотря на чрезвычайно высокую износостойкость этих композитов, они используются преимущественно в инструментах микрорежущего и истирающего типа, а также в правящих инструментах [7, 8, 28], так как в процессе нагружения функциональных элементов указанных инструментов деформированию подвергаются только поверхностные слои этих элементов, при этом прочность таких композитов играет лишь второстепенную роль. Использование этих композитов в инструментах режущего типа положительных результатов не дало, так как они обладают недостаточной конструкционной прочностью относительно прикладываемого напряжения. Установлено, что модуль упругости и прочность КАМ с увеличением концентрации алмазов снижаются до 0,25...0,3 от уровня этих же характеристик для твердого сплава, который используется в таких композитах в качестве связки [27].

Поскольку функциональные элементы (вставки) алмазных буровых долот, оснащенных композиционными алмазосодержащими материалами, действуют на забой распределенным давлением в диапазоне 20...500 МПа [18] при температуре до 600...800 °С, обеспечить функциональные характеристики материалов рабочих элементов этих инструментов в таких экстремальных термомеханических условиях эксплуатации могут только композиты на основе природных или высокопрочных синтетических алмазов на связках из твердых сплавов.

До настоящего времени горячее прессование являлось основным методом для получения плотных и износостойких композиционных алмазосодержа-

щих материалов. Разработке технологического процесса горячего прессования композиционных алмазосодержащих материалов для буровых инструментов посвящены работы В.Н. Бакуля, И.Ф. Вовчановского, Н.В. Цыпина, Э.С. Симкина, Д.Х. Бронштейн и многих других [4, 5, 7, 8, 12].

Если для спекания алмазосодержащих композитов на металлических связках применяются методы вакуумного спекания, инфильтрации либо изотермического спекания с допрессовкой [41—43], то для КАМ на основе твердосплавных связок («Славутич», твесал) — метод горячего прессования в графитовых пресс-формах [4, 5, 28]. Главным недостатком перечисленных методов спекания является длительное пребывание алмазов в условиях высокотемпературного воздействия (на протяжении десятков минут), что приводит к частичной деградации свойств алмазов [57—59] и, как следствие, проявляется в виде снижения эксплуатационных характеристик инструмента в целом. Кроме того, при всех неоспоримых преимуществах КАМ они имеют относительно низкую прочность (в 3...4 раза меньше по сравнению с матричным твердым сплавом), что обусловлено не только концентрацией напряжений, создаваемых присутствием алмаза в матрице (связке), и растягивающими остаточными температурными напряжениями в связке, но и образовавшимися в процессе спекания композита трещинами в алмазах и отсутствием адгезии по границам раздела фаз [27].

Композиты этого класса, в частности, «Славутич» и твесал [4, 5, 28], спекаются методом горячего прессования в графитовых пресс-формах под давлением 0,5 МПа и температуре 1400 °С и более, продолжительностью 10...20 мин (рис. 2.2). При спекании композита при этих температурах без защитной атмосферы и атмосферном давлении наблюдается частичная графитизация алмазов ( $T \geq 1000$  °С) и их разупрочнение [27, 57—59]. Поэтому горячее прессование КАМ осуществляется в графитовых пресс-формах в среде аргона или СО-СО<sub>2</sub>, образующихся при окислении графитовых пресс-форм при температуре выше 800 °С. При подготовке алмазно-твердосплавной шихты для изготовления изделий из «Славутича» и твесала [4, 5, 28] был предложен весьма оригинальный и эффективный способ, заключающийся в предварительной грануляции зерен алмаза в оболочки из порошковой смеси твердых сплавов, затем их холодное брикетирование в стальных пресс-формах с последующим горячим прессованием в графитовых пресс-формах. При этом предпосылки для графитизации алмазов практически сокращаются до минимума, однако высокотемпературное воздействие на алмазы все же приводит к деградации их свойств и разупрочнению [27, 52, 57—59]. Предварительная грануляция алмазов и их упаковка при засыпке в пресс-форму обеспечивают после прессования распределение алмазов в объеме изделия, близкое к однородному, и, следовательно, равномерную интенсивность изнашивания рабочего элемента в условиях контактного трения по абразивной горной породе.

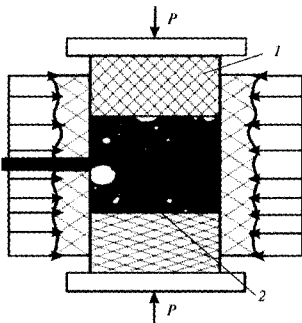


Рис. 2.2. Схематическое изображение технологической ячейки для горячего прессования композитов: 1 — графитовая пресс-форма, 2 — спекаемая заготовка КАМ



При горячем прессовании КАМ типа «Славутич» давление составляет 0,5...2 МПа, в технологии изотермического спекания КАМ на металлических связках с горячей допрессовкой давление допрессовки достигает 200 МПа. При этом длительность спекания варьируется в диапазоне 10...40 мин. Такие технологические режимы обеспечивают получение износостойких и эффективных в породоразрушающих инструментах разных типов и назначения композитов на основе природных алмазов и твердого сплава ВК6 — «Славутич» [4, 5, 80], синтетических алмазов и твердого сплава ВК6 — твесал [81], а также алмазосодержащих композитов на металлических связках М2-01, М6-14, М6-15 и М6-16 [51].

Создание эффективных алмазных буровых инструментов [7, 8], работающих в условиях интенсивного абразивного воздействия, связано с использованием в качестве материала матриц твердых и тугоплавких металлов. В ИСМ НАНУ уже длительное время выпускаются различные алмазно-твердосплавные вставки из композиционных алмазосодержащих материалов со связкой на основе твердых сплавов для оснащения буровых долот (см. рис. 1.11, 1.12).

Метод горячего прессования в технологии спекания КАМ имеет ряд недостатков, таких как разупрочнение зерен алмаза, потеря массы алмазов в результате их химического взаимодействия с материалами связки. Для реализации этой технологии требуются большие удельные энергозатраты, применение сложного и энергоемкого оборудования, специальная дорогостоящая расходоуемая графитовая оснастка. При этом в объеме пресс-формы не обеспечивается равномерность распределения давления, особенно при изготовлении крупногабаритных изделий. Но главный недостаток этого метода при спекании КАМ — негативное влияние высокой температуры и длительность пребывания алмазов в таких условиях, приводящих к их разупрочнению. Так, исследования, проведенные В.Г. Гаргиным [58, 59], показали, что на степень разупрочнения зерен синтетических алмазов во время спекания существенно влияет скорость нагрева. При этом с уменьшением продолжительности нагрева прочность алмазов после спекания стремится к своему исходному значению. Наибольшая потеря прочности алмазов наблюдается при свободном спекании (в 3 раза) и горячем прессовании (в 2 раза). Наименьшая потеря прочности алмазных порошков наблюдается в образцах КАМ, полученных горячим прессованием при высоком давлении или импульсном спекании [82].

Частным случаем горячего прессования алмазных сегментов для камнеобрабатывающих инструментов является технология, реализованная известной фирмой «Dr. Frich» (Германия) [83], суть которой заключается в одновременном горячем прессовании партии алмазных заготовок сегментов в сборных графитовых пресс-формах, нагреваемых резистивным нагревом под давлением 10...20 МПа в течение 10...12 мин (на воздухе или в вакууме).

### 2.5.1. Горячее прессование при высоких давлениях

Реакционное горячее прессование при высоких давлениях применяют для получения изделий инструментальной конструкционной керамики и поликристаллических сверхтвердых материалов. Использование метода реакци-

онного горячего прессования позволяет проводить реакционное спекание высокотемпературных конструкционных материалов с регулируемыми физико-механическими характеристиками за счет формирования фазового состава межзеренных границ материала, управляя процессом синтеза и образования новых фаз в процессе высокотемпературного жидкофазного уплотнения под действием высокого давления. Так, для создания условий реакционного горячего прессования применяют различные комбинации вводимых в исходную шихту компонентов, которые в процессе высокотемпературного спекания под давлением образуют новые синтезированные фазы элементов, активирующие уплотнение основного материала матрицы изделия и повышающие его физико-механические свойства (твердость, прочность, плотность, трещиностойкость, теплопроводность и др.) [84, 85].

Частным случаем реакционного горячего прессования является спекание экстремально твердых и износостойких поликристаллических сверхтвердых материалов в аппаратах высокого давления при давлении 8...10 ГПа и температуре 1600...2000 °С [84—86]. Этот метод объединяет в себе горячее прессование, инфильтрацию жидкой фазы и реакционное спекание. Так, брикет из порошков алмаза и кобальта (или кремния) или кубического нитрида бора и алюминия (для поликристаллов на основе кубического нитрида бора) сжимают высоким давлением в аппарате высокого давления, а затем повышают температуру до температуры плавления кобальта (или кремния) или алюминия, которые пропитывают брикет и, взаимодействуя с алмазом или кубическим нитридом бора, образуют соответственно карбид кремния или нитрид алюминия, связывающие исходные порошки в прочный поликристалл [84—86].

### **2.5.2. Спекание КАМ взрывом**

Сокращение продолжительности негативного воздействия высокой температуры при горячем прессовании рассмотрено в работах В.И. Трефилова, Н.В. Новикова, В.И. Ковтуна и А.Л. Майстренко [63, 64], а также В.Д. Андреева и В.А. Лукаша [87]. В рамках этих исследований спекание изделий из композиционных алмазосодержащих материалов проводилось в стальных контейнерах ударными волнами, генерируемыми энергией взрыва взрывчатых веществ. При этом давление при спекании достигало 18...24 ГПа, а длительность процесса не превышала 20 мкс. Температура процесса адиабатического сжатия смеси достигала 1300 °С. Прочность алмазов, рекуперированных из спеченных изделий, оставалась на исходном уровне.

## **2.6. ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНОЕ СПЕКАНИЕ**

В ИСМ НАНУ на протяжении многих лет при спекании КАМ для максимального сохранения исходных свойств алмазов при условии обеспечения необходимой твердости спеченной связки применяют технологии динамического и электроимпульсного спекания; технологии, базирующиеся на исполь-

зовании энергии ударных волн, генерируемых взрывом [63, 87], а также способы электроимпульсного спекания под давлением [88—92]. Применение последних приводит к необходимым результатам относительно свойств алмазов в спеченных композитах. Интенсивное электроспекание КАМ под давлением (ИЭСД) [97, 98] реализуется по принципу резистивного нагрева посредством пропускания тока через спекаемый брикет, т. е. практически так же, как и известными способами электроспекания [37, 93—96], но при существенно большей силе тока и внешнем приложенном давлении, чем в упомянутых альтернативных способах. Однако эти отличия позволяют многократно сократить продолжительность процесса спекания и практически предотвратить разупрочнение алмазов [98], что было проверено неоднократно на алмазах, рекуперированных из спеченных изделий.

Разработка технологий, альтернативных указанным выше технологиям спекания алмазосодержащих композитов, направлена либо на сокращение времени спекания за счет увеличения давления, либо на уменьшение удельных энергозатрат. Все отмеченные технологии имеют как позитивные, так и негативные стороны относительно функциональных свойств композиционных алмазосодержащих материалов, поэтому их эффективность следует оценивать индивидуально в каждом случае практического применения.

В ИСМ НАНУ в этом направлении проведены следующие работы. В 1982 г. В.Д. Андреевым и В.П. Переясловым [88—92] был разработан способ электроимпульсного спекания (ЭИС) алмазосодержащих композитов, заключающийся в предварительном сжатии шихты в аппарате высокого давления давлением 0,2...2 ГПа с последующим пропусканием электрического разряда через спекаемый образец емкостного накопителя. При этом относительно высокая частота разряда (3...5 кГц) создавала скин-эффект, что обеспечивало прогрев периферийной области спекаемых цилиндрических заготовок. Высокая скорость ввода энергии позволяла проводить спекание за 600 мкс. С помощью этого способа проводилось также спекание вольфрамо-кобальтовых твердых сплавов ВК6, ВК8, ВК15, ВК20 [6]. Однако при электроимпульсном спекании порошков твердых сплавов марок ВК6, ВК8 наблюдали неравномерность структуры спеков, их значительную пористость, расслоение заготовок, что исключало применение твердых сплавов с низким содержанием кобальта.

Использование в качестве матрицы порошка марки ВК20 улучшало условия спекания сплавов, но резко снижало износостойкость композитов [9]. Так, при абразивном изнашивании износостойкость твердого сплава ВК20 в 2 раза ниже, чем ВК15. Поэтому в качестве оптимальной матрицы для КАМ использовался сплав ВК15 [6]. При этом смесь ВК15 предварительно накатывалась в грануляторе на синтетические алмазы АС50 315/250, а из гранул прессовались брикеты, которые затем спекались. В результате получались вставки диаметром 5 мм и высотой 4 мм. Их плотность составляла 93...95 % от теоретической. Согласно фрактографическому анализу полученные спеки обладали высоким удержанием алмазных зерен, обеспечиваемым плотным обжатием алмаза связкой. Однако поверхность зерен алмаза развита, покрыта ямками травления, ребра растравлены. В массе порошка встречались раздроб-

ленные зерна. При этом прочность алмазных зерен AC50 315/250 снижалась примерно на 20 %.

С использованием металлографического анализа структуры изготовленного материала был получен очень интересный результат, заключающийся в сохранении размеров зерен карбида вольфрама в связке на исходном уровне. Основная масса карбида представляла собой зерна размером 0,5...3 мкм. Эксперименты с более мелкими алмазами марки AC50 160/125 показали практически полное отсутствие влияния параметров ЭИС на прочность зерен и изменение их размеров. Однако кратковременность нагрева при электроимпульсном спекании имеет и негативную сторону, так как не позволяет получать плотные изделия. Отчасти этот недостаток устранен в работе [92], в которой параметры режима были существенно изменены в результате предварительного сжатия шихты до давления 0,03...0,4 МПа, а длительность электро-разряда увеличена до 0,2...1,8 с.

Одним из основоположников резистивного электроспекания порошковых материалов является А.И. Райченко [37], разработавший метод электроразрядного спекания. Уже к 1987 г. А.И. Райченко, а затем Л.О. Андрушак [93] разработали способы нагрева при электроразрядном спекании длительностью до 10 с, варьируя при этом параметры тока как по частоте, так и по амплитуде. А.И. Райченко также обобщил существующие отечественные и мировые разработки по электроразрядному спеканию [18].

В настоящее время в области электроразрядного спекания применяют метод спекания SPS (Spark Plasma Sintering, разработанный японской компанией «Sumitomo Coal Mining Co., Ltd.» [94] и его аналог FAST (Field Assisted Sintering Technique, разработанный независимо немецкой компанией «FCT Systeme GmbH») [97] (рис. 2.3) или PAS (Plasma Assisted Sintering), а также электроразрядный способ EDC (Electric Dis-charge Compaction) [98]. Их суть состоит в использовании дополнительного физического поля (электрического, электростатического, микроволнового, магнитного и т. п.) для активизации процессов уплотнения и консолидации (рис. 2.3, 2.4) [95, 96].

С помощью импульсного электротока и возникающего эффекта плазмы в искровом разряде реализуются очень быстрый нагрев и исключительно малая

продолжительность процесса спекания (см. рис. 2.4). Эта особенность позволяет подавлять рост зерен и получать равновесное состояние, что открывает возможности для создания новых материалов с ранее недоступными композициями и свойствами, материалов с субмикронным или наноразмерным зерном [97]. Отметим некоторые недостатки реализации рассматриваемого подхода. Во-первых, относительно невысокие давления прессования до 50...100 МПа. Во-вторых,

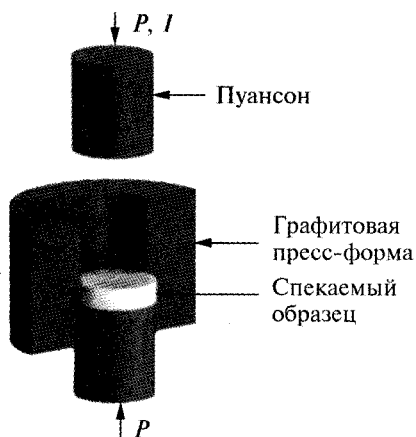


Рис. 2.3. Схематическое изображение технологического узла для электроимпульсного спекания SPS/FAST [95, 96]

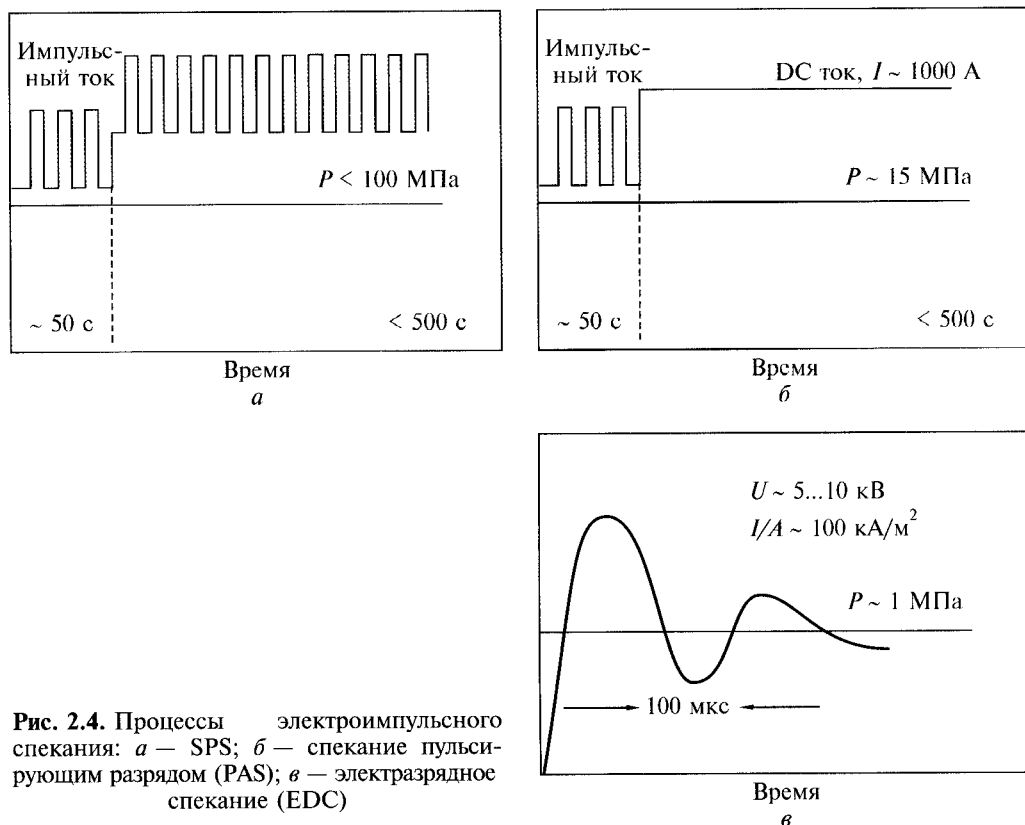


Рис. 2.4. Процессы электроимпульсного спекания: а — SPS; б — спекание пульсирующим разрядом (PAS); в — электроразрядное спекание (EDC)

неравномерность распределения плотности тока через спекаемый брикет, так как некоторая его часть проходит через электропроводную графитовую пресс-форму (см. рис. 2.3).

Сокращение времени спекания ограничивает негативное воздействие активных металлов на алмаз. Детальное изучение влияния металлов на фазовое превращение алмаза в графит проведено А.В. Ножкиной [12]. Наиболее вероятный механизм этого процесса включает две стадии: образование на алмазе слоя поверхностного углерода, представляющего собой неупорядоченную структуру атомов углерода, и возникновение стабильной структуры графита путем быстрой кристаллизации аморфного углерода. Влияние металлов, химически взаимодействующих с алмазом, сводится главным образом к резкому увеличению скорости образования поверхностного углерода вследствие уменьшения свободной энергии на границе раздела фаз алмаз—металл и энергии активации процесса.

### 2.6.1. Динамическое спекание

Минимизированию длительности негативного влияния высокой температуры на свойства алмазов в спекаемой заготовке алмазосодержащего композита посвящены работы В.Д. Андреева, Ю.В. Аносова и В.П. Переясова [88], в

рамках которых спекание алмазосодержащих композитов проводилось в процессе ударного сжатия заготовки композита между наковальнями Бриджмена, сжимаемыми со скоростью  $V = 1...2$  м/с, с одновременным пропусканием через заготовку импульса напряжением 400 В от разряда конденсаторной батареи емкостью 1000 мФ.

## **2.7. ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ ИНФИЛЬТРАЦИЕЙ ЖИДКОЙ ФАЗЫ МЕТАЛЛОВ**

Кроме технологий изготовления КАМ, основанных на методах порошковой металлургии, к которым принадлежат горячее и горячее изостатическое прессование, свободное спекание, спекание в вакууме или защитной среде, широко распространен метод инфильтрации жидкой фазы металлов в каркасные структуры смесей порошков алмаза и тугоплавких соединений в защитно-восстановительных газовых средах.

Как показывают многочисленные исследования, традиционно применяемые технологии в порошковой металлургии, такие как свободное спекание, горячее или изостатическое прессование, не обеспечивают в полной мере сохранности сплошности алмазов и формирование малодефектной структуры композитов.

Получение КАМ методом инфильтрации жидкой фазы (или как часто его называют методом просачивания) [5] происходит под действием капиллярных и гравитационных сил, в условиях вакуума, под давлением, ультразвуковой или магнитодинамической обработкой. Если инфильтрация происходит под действием разности давлений, которые превышают атмосферное давление, то метод называется инфильтрацией под давлением. При вакуумном просачивании процесс заполнения пор жидким металлом происходит вследствие разности между атмосферным давлением и давлением, которое создается в порах. Эта разность не может превышать одной атмосферы. Также давление для инфильтрации может образовываться под действием ультразвуковых или магнитных колебаний.

В работах А.А. Бугаева, Р.К. Богданова и В.Н. Лифшица [12, 13] была разработана промышленная технология производства алмазных буровых коронок методом инфильтрации жидкой фазы меди в алмазно-твердосплавный брикет при температуре 1080 °С в защитно-восстановительной среде водорода, которая нагнеталась в объем проходной печи, одновременно являясь и теплоносителем.

## **2.8. ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ОСАЖДЕНИЕ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ**

Впервые на возможность соосаждения металлов с другими веществами в 1925 г. обратил внимание Ю.В. Баймаков. Он установил, что при работе с чугунными анодами можно получить железные покрытия с содержанием гра-

фита до 1 % (мас. доля). В 1929 г. был описан процесс получения покрытий с антифрикционными свойствами посредством соосаждения меди из кислого электролита, содержащего коллоидные частицы графита. Немецкой фирмой «Drendel + Zwilling» был запатентован способ изготовления стоматологических инструментов, заключающийся в формировании рабочей поверхности головок и дисков путем закрепления на них алмазных зерен слоем электроосажденного никеля, т. е. в принципе впервые было запатентовано алмазное гальваническое покрытие (АГП) [1, 2].

В ИСМ НАНУ, ВНИИалмаз (РФ) и на заводах алмазных инструментов, начиная с 60-х годов XX ст., начались разработки технологии нанесения алмазных гальванических покрытий и промышленное производство алмазных инструментов на гальванической связке. Изготовлению и применению инструментов с АГП посвящены работы Г.А. Аверьяновой [101], Е.С. Якубовского [102], В.В. Журавлева [106], Е.Н. Старовойтова [107], А.А. Сагарды [103], А.К. Байкалова и И.Л. Сукеника [104, 105].

Алмазное гальваническое покрытие образуется в процессе электролитического осаждения металла с одновременным включением в осадок находящихся в соприкосновении с катодом алмазных зерен. Получение алмазосодержащих покрытий реализуется посредством прикрепления зерен к катоду. Схематически этот процесс можно представить следующим образом. Изготавливаемая деталь — катод помещается в гальваническую ванну. Алмазный порошок в околокатодном пространстве удерживается с помощью специального приспособления, которое, с одной стороны, не позволяет алмазному порошку распространяться по всему объему ванны, а с другой — не препятствует проникновению электролита в околокатодное пространство. После нанесения слоя никеля, прикрепившего первый слой зерен, которые соприкасаются с поверхностью катода, и удаления избыточного алмазного порошка с поверхности катода проводится осаждение основного слоя электролитического металла [108].

Одним из первых и наиболее доступных методов формирования алмазных инструментов стал метод электрохимии, который обеспечивает равномерное нанесение алмазосодержащего слоя на конструкции сложной формы с высокой точностью: металл связки осаждается на поверхность изделия с постепенным зарастанием алмазных зерен. Метод допускает использование алмазных зерен разной зернистости. Например, если размеры зерен не превышают 1 мм, то они находятся во взвешенном состоянии и образуют вместе с электролитом суспензию, осаждаемую на поверхность совместно с металлом связки. Как правило, этим методом получают алмазосодержащие покрытия толщиной, равной размерам алмазных зерен.

При формировании КАМ методами электрохимии алмазные зерна не подвергаются термическим и механическим напряжениям, что сохраняет их сплошность и прочность на исходном уровне, но вместе с тем не обеспечивает формирование остаточных термических напряжений в композите, из-за чего ухудшается алмазоудержание по сравнению с иными технологическими методами. Электрохимическая технология позволяет получать различные металлические покрытия (никелевые, хромовые, медные и т. д.) с широким диапазоном физико-механических свойств. Для получения композиционных электрохимических покрытий в электролит вводят частицы дисперсной фазы.

Электроосаждаемый металл выполняет функцию связки, а зерна алмаза равномерно распределяются в нанесенном рабочем слое.

Описанная технология, в частности, применяется при изготовлении шлифовальных головок — головок АГЦ  $6 \times 7 \times 3 \times 50$  с использованием алмазных порошков зернистостью 125/100 марок АС2, АС4, АС6, АС15 и АС32 на связках из меди, железа, никеля, хрома и высотой выступания зерен алмаза над связкой от 90 до 10 %. Головки АГЦ предназначены для внутренней шлифовки втулок из твердого сплава ВК15.

## 2.9. ФАКТОРЫ, ПРИВОДЯЩИЕ К ПОВРЕЖДЕНИЯМ И НЕСОВЕРШЕНСТВУ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

На основании приведенных в этой главе термобаровременных и электрических параметров режимов спекания композиционных алмазосодержащих материалов с учетом описанных технологических приемов их можно расположить в ряд по шкале действующих при спекании давлений и длительности процессов (рис. 2.5). Однако длительность пребывания алмазов в условиях высоких температуры, давлений, уровень действующей температуры, наличие либо отсутствие защитно-восстановительной среды — это факторы, влияющие на степень разупрочнения алмазов, графитизацию (окисление), алмазоудержание и эксплуатационные свойства композитов в целом. Из перечисленных термобаровременных параметров технологий следует, что наиболее перспективными технологическими процессами по необходимому и достаточному уровню приложенных давлений и температуры при спекании КАМ, обеспечиваю-

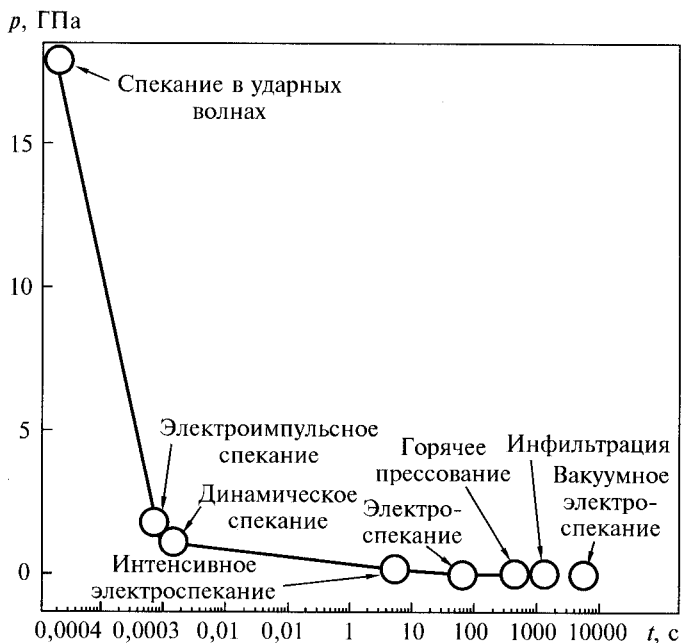


Рис. 2.5. Давление и длительность процессов спекания композиционных алмазосодержащих материалов, используемых в различных технологиях [109]



щими сохранение сплошности и минимизацию разупрочнения зерен алмаза, являются методы электроспекания; при этом они относятся к наименее энергоемким.

Рассмотрим подробнее степень влияния перечисленных факторов на повреждение и разупрочнение алмазов.

### 2.9.1. Окисление алмазов на воздухе и в связках

Нагрев шлифпорошков алмаза на воздухе в результате окисления приводит к потере их массы [55, 99, 110]. Наиболее интенсивные потери массы алмаза наблюдаются при температуре выше 800 °С. От окисления алмаз предохраняют расплавы стекол или металлические покрытия, наносимые посредством электрогальванической или вакуум-плазменной технологиями. При температуре 600 °С потери массы порошков алмаза марки АС2 в расплаве свинцового стекла в 2,1...2,7 раза, а силикатном стекле в 9,1...10,6 раза меньше, чем на воздухе. При температуре 900 °С эти значения составляют 9,1...9,4 и 15,8...21,9 раза соответственно. Потери массы порошков алмаза марки АС2 в расплаве свинцового стекла больше, чем в расплаве силикатного. С повышением температуры процент потерь алмаза в свинцовом стекле по отношению к потерям в силикатном стекле уменьшается (от 3...5 раз при 600 °С до 1,7...2, 4 раза при 900 °С).

В зависимости от марки порошки алмаза по снижению потерь массы при термообработке на воздухе и в расплавах стекол располагаются в такой последовательности: АСМ → АС2 → АС4 → АС6. В целом расплавы обоих рассмотренных стекол защищают порошки алмаза от окисления: потери массы шлифпорошков уменьшаются от 2 до 20 раз, а микропорошков — от 2 до 80 раз [42].

От возникновения условий проявления окисления алмазов в процессе спекания алмазосодержащих материалов предохраняют не только защитные покрытия или металлизация порошков алмаза, но и защитно-восстановительные среды, в частности, водород (или очищенные аргон, азот), СО-СО<sub>2</sub> либо вакуум, часто используемые в современных технологиях порошковой металлургии.

### 2.9.2. Анализ влияния нагревания на разупрочнение порошков алмаза

Термостойкость алмазов — одна из наиболее важных физических характеристик, поскольку большинство технологических процессов изготовления алмазных инструментов реализуется при температуре выше 800 °С. В то же время известно, что при нагревании выше 650 °С в кристаллах синтетического алмаза происходят необратимые изменения, которые приводят к их разупрочнению, потере прозрачности, образованию трещин.

Исследованиям термостойкости алмазных порошков под давлением посвящены работы А.А. Шульженко [57], В.И. Бугакова, О.О. Ермолаева, Л.Г. Пояса [113—115], В.Г. Гаргина [58, 59], Г.Н. Безрукова и Г.О. Пилоян [112], Ю.И. Никитина, О.М. Куцовской [111].

Исследования, проведенные В.Г. Гаргиным [58, 59], показали, что на степень разупрочнения зерен синтетического алмаза существенно влияют скорость

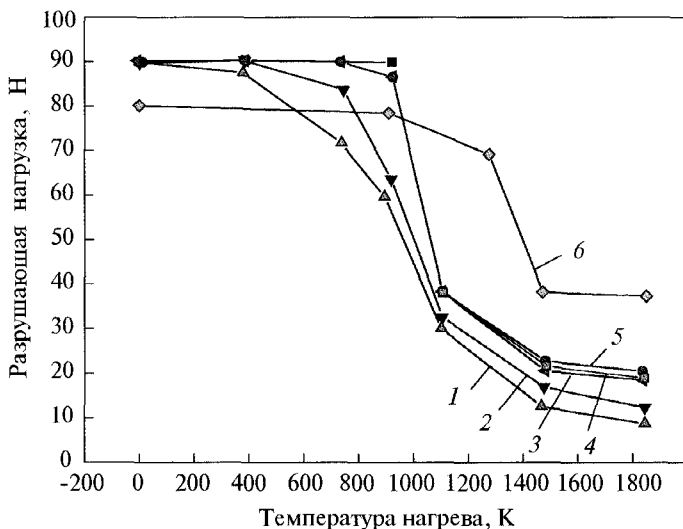


Рис. 2.6. Зависимость разрушающей нагрузки для алмазов АСС 400/315 (содержание примесей 2,6 %) от температуры нагрева в среде  $\text{CO}_2$  (1), на воздухе (2), в водороде (3), азоте (4) и аргоне (5) при выдержке 20 мин, а также в водороде при выдержке 2 мин (6) [58]

нагрева и давление в процессе спекания композита. При этом с уменьшением продолжительности нагрева прочность алмазов после спекания стремится к исходному значению. Кроме того, с уменьшением времени взаимодействия снижаются массовые потери алмазов, обусловленные растворением в матрице и графитизацией.

В работе [57] приведены результаты исследований по изучению гранулометрического состава и прочности зерен синтетических алмазов АС32 400/315, рекуперированных из композитов на основе сплава ВК6, которые изготовлены различными способами. Определено, что чем меньше длительность термического воздействия на алмазы в процессе спекания, тем меньше потери массы алмазов. В частности, наименьшие потери массы алмаза наблюдаются при импульсном спекании, а наибольшая потеря прочности алмазов — при свободном спекании (в 3 раза) и горячем прессовании (в 2 раза) по сравнению с исходной. Наибольшая прочность алмазных порошков — в образцах, полученных горячим прессованием при высоком давлении и импульсном спекании. Гранулометрический состав алмазных порошков сохраняется практически только при горячем прессовании, но при высоком давлении и импульсном спекании.

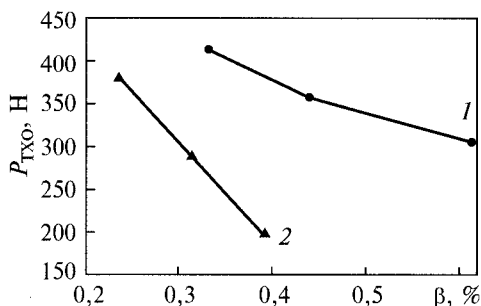
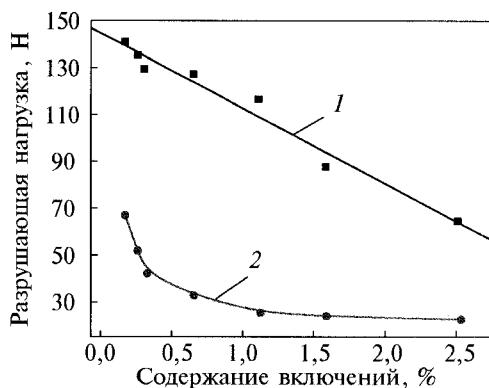
В работах [58, 59] исследовано влияние типа газовой среды, в которой производился нагрев порошков алмаза, на изменение их прочности (рис. 2.6). Отмечено, что в зависимости от природы алмазов и состава газовой среды уже при температуре 970...1070 К на поверхностях зерен алмаза образуются трещины. Для изучения этого явления были отобраны три партии синтетических алмазов с содержанием примесей 0,16, 0,70 и 2,60 %. Их нагревали в среде аргона, азота, водорода,  $\text{CO}_2$ , а также на воздухе до температуры от 670 до 1670 К с вы-

**Рис. 2.7.** Зависимость разрушающей нагрузки для синтетических алмазов до (1) и после нагревания (2) от содержания в них включений [59]

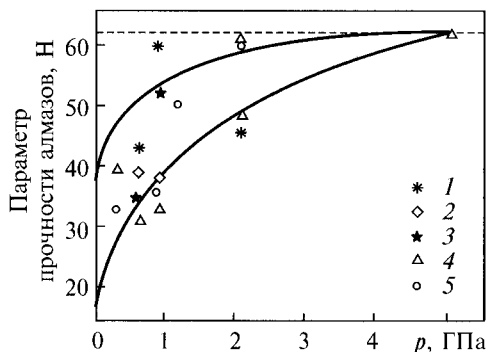
держкой 20 мин (см. рис. 2.6). В.Г. Гаргин исследовал влияние количества и характера распределения включений синтетических алмазов зернистостью 400/315 (содержание металлических включений от 0,16 до 2,64 %) на изменение их прочности относительно исходного состояния и после нагревания [59]. Все исследованные алмазы подвергались изотермической 20-минутной выдержке в среде осушенного водорода при температуре 1470 К, а природные — при 1670 К. Испытания показали, что с увеличением количества включений прочность синтетических алмазов в исходном состоянии уменьшается в два раза (см. рис. 2.6).

В работе [116] исследовано влияние содержания включений сплава-растворителя типа Fe-Ni на изменение прочности исходных алмазов после термохимической обработки. Установлено, что прочность алмазов, прошедших термохимическую обработку, в результате которой содержание включений существенно уменьшается по сравнению с исходным, значительно снижается (рис. 2.7, 2.8).

Для уменьшения высокотемпературного разупрочнения зерен алмаза и предотвращения их разрушения были предприняты многочисленные попытки. Например, была разработана технология спекания КАМ типа термал в аппарате высокого давления (АВД) «наковальня с углублением» при давлении 5 ГПа, что соответствует давлению термостабильности алмаза на  $P-T$ -диаграмме состояния [117]. Прочность рекуперированных из термала алмазов сохранялась на исходном уровне. Подобные исследования были проведены в аппаратах



**Рис. 2.8.** Влияние содержания включений сплава-растворителя типа Fe-Ni на изменение прочности алмазов: исходных не термообработанных алмазов (1) и алмазов после термохимической обработки (2) [116]



**Рис. 2.9.** Влияние давления при спекании КАМ на прочность рекуперированных из них алмазов АС80 400/315 [117, 118] при температуре, °С: 1 — 1000; 2 — 1100; 3 — 1200; 4 — 1300; 5 — 1400

высокого давления типа «цилиндр-поршень» в диапазоне давлений 0,1...5 ГПа [118]. В результате было установлено, что при достижении в аппарате давления 1 ГПа прочность рекуперированных из спеченного композита алмазов практически не отличается от прочности исходных порошков [118] (рис. 2.9). Аналогичные результаты наблюдали и при спекании КАМ в ударных волнах, генерируемых энергией взрыва [63, 64].

### **2.9.3. Оценка степени повреждения структуры композиционных алмазосодержащих материалов**

Установлено не только большое влияние остаточных температурных напряжений на напряженное состояние в компонентах композита, но и возможность изменения условий его предельного состояния, которое проявляется в разных механизмах разрушения его структуры. Предложена классификация механизмов разрушения композитов с дисперсными частичками, которая дает четкое представление о влиянии термоупругого несоответствия на процесс зарождения трещин и разрушение композита в целом. Наиболее простой моделью материала в механике деформированного твердого тела принята линейно-упругая, изотропная и однородная среда (континуальная модель). Необходимость учета свойств и особенностей реальных материалов, т. е. физической нелинейности, несплошности, анизотропности и неоднородности, обусловила осложнение исходной упругой модели и разработку соответствующего аппарата для решения задач о деформировании сред такого типа. Однако при формулировании условий предельного состояния сплошной, но неоднородной среды или предельного равновесия этой среды с трещиной особое внимание необходимо уделить анализу области локализации неоднородности и концентрации напряжений в ее окружении. Кроме того, как показали фактографический и гранулометрический анализы состояния структуры композитов исследуемого класса, в ней содержатся разного рода дефекты в виде микро- и макротрещин, которые в комплексе с концентрацией напряжений возле зерна алмаза являются основными факторами, снижающими прочность КАМ в целом.

Таким образом, введение в рассмотрение дефектности в виде растрескивания некоторой части зерен или, как определено выше, степени повреждения алмазов является основной особенностью модели КАМ, что отражает реальные особенности их структуры. Отметим, что исследуемая среда предварительно напряжена в силу термоупругого несоответствия ее компонентов.

Фрактографический и металлографический анализы изломов и поверхностей образцов КАМ показали, что значительная доля зерен алмаза разрушена либо содержит трещины (рис. 2.10). Рассмотрим подробнее это явление и проанализируем причины, вызывающие такие повреждения, и степень их значимости. Условно выделен класс алмазосодержащих композитов, компоненты которых находятся в хрупком состоянии, т. е. остаются линейно-упругими вплоть до разрушения. Указанным условиям соответствуют КАМ, спеченные методами порошковой металлургии, на основе вольфрамкобальтовых и безвольфрамовых твердых сплавов, керамических и стеклоподобных композиций [27, 119]. Важным этапом в процессе составления модельных представлений о структу-

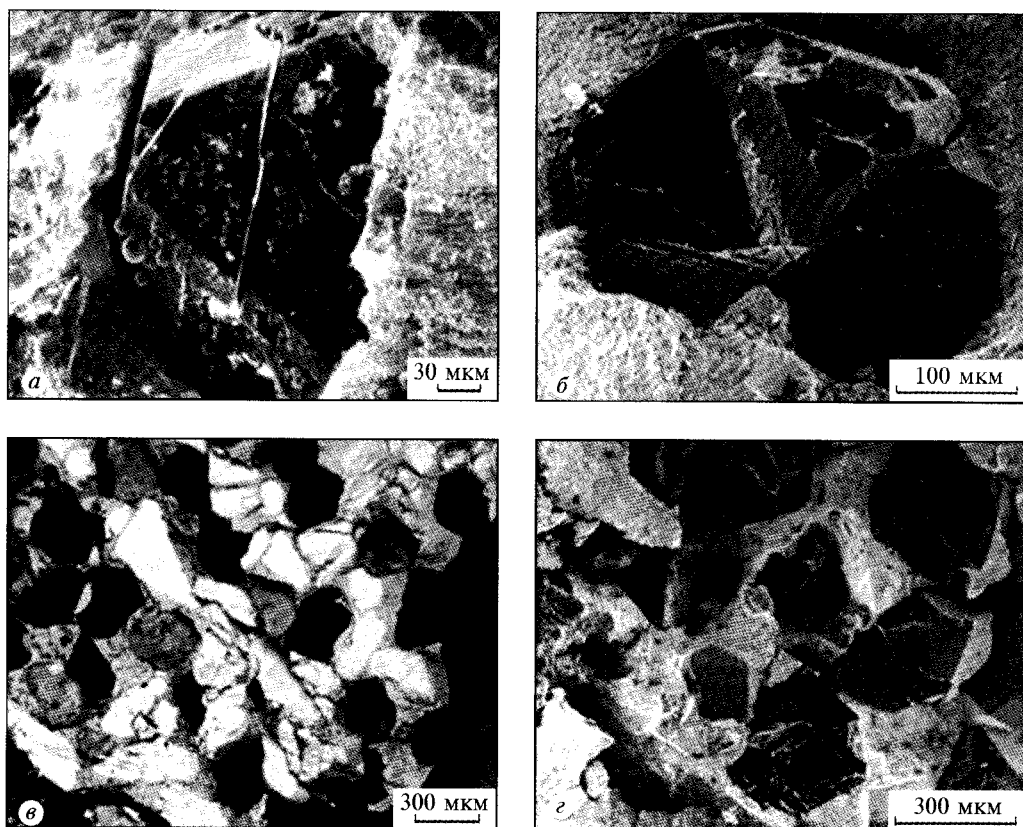


Рис. 2.10. Характерные виды растрескивания зерен алмаза в результате действия внутренних температурных напряжений с фрагментами сплава-растворителя на поверхности зерна (а), на поверхности плоскости скола (б), после графитизации (в) и разрушения (г)

ре реального композита является анализ совершенства его структуры. В данном случае это однородность, изотропность, сплошность и условия физико-механического взаимодействия его компонентов. Если дисперсные частицы имеют сферическую форму, они однородные (бездефектные), изотропные, стохастически (либо регулярно) распределены в однородной матрице и имеют хорошее сцепление по всей поверхности контакта с матрицей, то структуру такого композита называют идеальной или совершенной. Но если хотя бы одно из перечисленных условий не соблюдается, что характерно для реальных компонентов, и это выражается в виде отслаивания частиц от матрицы, растрескивания самих частиц или матрицы, неоднородности или анизотропии компонентов системы, то это в той или иной мере характеризует отклонение свойств структуры композита от совершенства.

Теоретически учесть анизотропию изометричных зерен алмаза, имеющих три плоскости спайности и стохастически ориентированных в пространстве, не представляется возможным. Но поскольку модули упругости, соответствующие плоскостям  $\langle 111 \rangle$ ,  $\langle 110 \rangle$  и  $\langle 100 \rangle$ , изменяются в пределах 14 % [55],

зерна в модели условно рассматривают как изотропные. Что касается матрицы, то так как приведенный размер зерна карбида вольфрама в твердом сплаве составляет 0,5...1 мкм, что меньше приведенного диаметра зерна алмаза (в исследуемом диапазоне зернистости) на два порядка, это дает основание рассматривать матрицу как однородную.

Композиционные алмазосодержащие материалы типа «Славутич» и твесал, как отмечено выше, спекались методом горячего прессования в графитовой пресс-форме при 1723 К в течение 12 мин под распределенным давлением 0,5 МПа. Однако в пресс-форме не обеспечиваются условия гидростатичности и, следовательно, указанные условия деформирования могут приводить к механическому дроблению части зерен в матрице.

При больших концентрациях зерен алмаза образуются элементы алмазного каркаса, приводящие к разрушению части зерен от контактных напряжений (см. рис. 2.10). Причиной растрескивания зерен синтетических алмазов являются также внутренние температурные напряжения, возникающие в результате термоупругого несоответствия включений сплава-растворителя (Ni + Mn) и кристаллической решетки алмаза. Включения сплава-растворителя сохраняются в алмазе после синтеза и концентрируются преимущественно в плоскости  $\langle 111 \rangle$ .

Поскольку приведенный модуль упругости этого сплава и его коэффициент температурного расширения существенно (примерно в 3,9 раза) отличаются от соответствующих параметров алмаза, при нагревании до температуры спекания включение расширяется. При этом создается внутреннее давление в полости, которое приводит зерно к разрушению, сопровождаемое выходом капель сплава-растворителя на его поверхность (см. рис. 2.10, а).

Представим условно зерно алмаза в виде шара диаметром  $d$ , содержащего внутреннюю дисковую полость диаметром  $2a$ , на внутренней поверхности которой действует равномерно распределенное давление  $\sigma_{\text{внутр}}$ . Тогда давление в полости дисковой трещины, заполненной нагретым сплавом-растворителем, можно приблизительно оценить из соотношения  $\sigma_{\text{внутр}} = K_2(\alpha_2 - \alpha_1) \Delta T = 1501,66 \text{ МПа}$ , где  $K_2$ ,  $\alpha_2$ ,  $\alpha_1$  — приведенные модули объемного сжатия и КТР сплава-растворителя типа 40Ni-60Mn-0,8Si ( $K_2 = 150,77 \text{ ГПа}$ ;  $\alpha_2 = 20,3 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$ ; КТР алмаза  $\alpha_1 = 3,7 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$ ;  $\Delta T$  — перепад между комнатной температурой и температурой, соответствующей выходу капель металла-растворителя на поверхность алмаза, сопровождаемого образованием трещин). Эта температура была ранее определена в исследованиях А.С. Вишневого и А.Г. Гондаря на уровне 973 К. Можно предположить, что именно тепловое расширение включений металла растворителя в зернах при спекании КАМ является достаточным условием растрескивания зерен синтетических алмазов. При этом уровень температуры  $T$  зависит от марки и величины зерна, так как эти факторы связаны с объемным содержанием и распределением включений сплава-растворителя в объеме зерна алмаза.

На основании изложенного сформулируем и введем новое понятие — степень повреждения алмазов, определяемое как отношение доли зерен алмазов, содержащих трещины (разрушенных), к их общему количеству в единице объема КАМ и обозначим эту величину  $K$ .

Чтобы количественно определить степень повреждения алмазов в КАМ в результате термомеханического воздействия, проведено экспериментальное исследование изменения гранулометрического состава природных и синтетических алмазов различных марок и зернистости в зависимости от их концентрации после термообработки в свободном состоянии и после горячего прессования в КАМ. Для определения степени повреждения алмазов независимо от влияния механического фактора воздействия на зерна алмаза при горячем прессовании КАМ на первом этапе исследования навески порошков алмазов различных марок и зернистостей (по 1...2 карата) проходили термообработку в печи в среде водорода при 1500 К в течение 10 мин, а затем подвергались механической обработке на приборе «Фрайтестер» (100 циклов), обеспечивающей разделение на части зерен, в которых при термообработке образовались трещины. После этого на ситах проводился гранулометрический анализ состава порошка относительно исходной зернистости. В результате была определена степень повреждения алмазов после термообработки (табл. 2.1) [27]. Гранулометрическому анализу подвергались также алмазы, извлеченные рекуперацией из объема спеченных образцов КАМ. Аналогичная термообработка природных алмазов не приводит к образованию трещин в кристаллах.

Из табл. 2.1 следует, что уменьшение зернистости ведет к снижению степени повреждения алмазов. Такой же эффект наблюдается и с повышением показателя прочности алмаза (соответствующего индексу марки алмаза). Гранулометрический анализ зерен синтетических алмазов АС 50 400/315, извлеченных рекуперацией из образцов твесала ( $C_1 = 0,25$ ), спеченных методом свободного спекания и горячего прессования, показал, что у алмаза этой марки остаются не разрушенными соответственно около 10 и 20 % зерен (рис. 2.11) [27].

Применение более эффективных методов формирования структуры указанного типа КАМ, в частности высокоскоростного горячего прессования или электроимпульсного спекания, обеспечивает сохранение неповрежденными более 40 % зерен алмаза. Следовательно, степень повреждения алмазов зависит не только от марки и зернистости алмазов, но и от способа спекания композита.

Для удобства практического применения данных, приведенных на рис. 2.11, дискретные значения степени повреждения алмазов аппроксимировались мето-

Таблица 2.1. Степень повреждения зерен алмаза различных марок и зернистости при спекании

Марка алмаза	Зернистость, мкм	Степень повреждения зерен алмаза К
АС32	500/400	0,982
	400/315	0,989
	200/160	0,770
АС32Н	315/250	0,951
	250/200	0,957
АС50Т	200/160	0,859
	630/500	0,967
АС50Н	200/160	0,633
	400/315	0,981
АС65	315/250	0,957
	250/200	0,980
	200/160	0,914
АС82Т	630/500	0,911
	400/315	0,942
	315/250	0,716
АС105Т	250/200	0,735
	500/400	0,945
	250/200	0,750
АС132Т	630/500	0,958
	500/400	0,882
	400/315	0,865
	315/250	0,805
	200/160	0,640
АС132Т	500/400	0,842
	400/315	0,754
	315/250	0,642
	200/160	0,611

дом наименьших квадратов полиномами следующего вида:

$$\begin{aligned}
 &\text{для А 315/250 } K = -1,0979 C_1^2 + 2,4389 C_1 - 0,035; \\
 &\text{для А 400/315 } K = 0,3543 C_1^2 + 1,8608 C_1 - 0,0178; \\
 &\text{для А 500/400 } K = 0,0653 C_1^2 + 1,5528 C_1 - 0,0275; \\
 &\text{для А 630/500 } K = -1,9254 C_1^2 + 2,9609 C_1 - 0,0436; \\
 &\text{для АС 315/250 } K = 1,0069 C_1^2 - 0,0671 C_1 + 0,7176; \\
 &\text{для АС 400/315 } K = -0,8718 C_1^2 - 0,1886 C_1 + 0,8054.
 \end{aligned}
 \tag{2.1}$$

В заключение отметим, что вопреки существующим представлениям о модели структуры КАМ как совершенной [4, 5, 7, 8] нами установлено, что структура этого типа композита содержит исходную дефектность в виде поврежденных зерен алмаза, которая количественно определяется новой безразмерной величиной — степенью повреждения алмазов. Определены причины, приводящие к повреждению алмазов, и количественно установлены условия, при которых разрушение зерен либо происходит, либо нет.

Определить закономерности распределения дисперсных частиц в объеме твердого тела, а также установить распределение приведенных диаметров этих частиц можно с помощью методов стереометрии [120]. Кроме того, такая информация о композитах имеет, помимо получения вспомогательных данных при конкретизации представлений об исследуемой среде, еще важное практическое значение. Так, статистически обоснованные зависимости распределения алмазов в объеме необходимы для оценки свободных расстояний между режущими зернами на этапе определения концентрации алмазов при заданной зернистости, обеспечивающих перекрытие матрицы, т. е. ее защиту от интенсивного абразивного износа в процессе взаимодействия рабочей поверхности породоразрушающего инструмента с породой [7, 8, 31].

Свободное расстояние между зернами алмазов в композите следует учитывать при назначении режимов спекания, поскольку около алмазов в матричном твердом сплаве образуются промежуточные зоны карбидной фазы, насыщенные до стехиометрического состава углеродом [94], которые не должны перекрывать друг друга. В противном случае

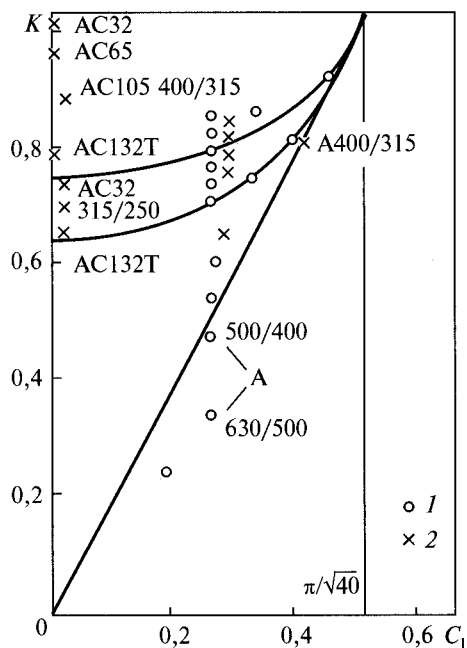
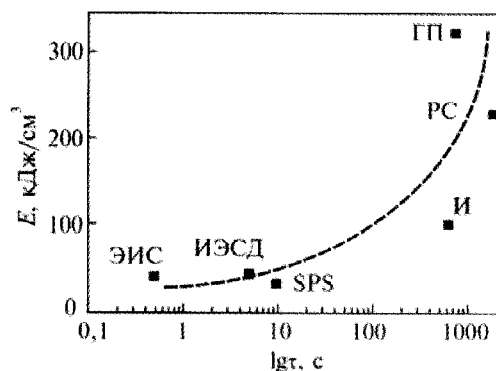


Рис. 2.11. Номограмма изменения коэффициента повреждения зерен алмаза  $K$  различных марок и зернистостей в результате нагревания их до  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ : 1 — эксперимент; 2 — расчет



**Рис. 2.12.** Энергозатраты при спекании композиционных алмазосодержащих материалов различными технологическими способами [109]: ЭИС — электроимпульсное спекание; ИЭСД — интенсивное электроспекание под давлением; SPS (Spark Plasma Sintering) — электроразрядное спекание; И — инфильтрация жидкой фазы; РС — реакционное спекание; ГП — горячее прессование



это существенно снижает прочностные характеристики композита в целом.

Оценке качества зерен, выходящих на рабочую поверхность инструмента, уделено большое внимание в работе [6]. Расширить информативность количественной стереометрии, повысить оперативность анализа с учетом статистической обработки большого количества измерений, что обеспечивает математическую достоверность получаемых результатов, можно только с привлечением современных автоматизированных методов стереологии, которые широко используются в количественной металлографии [120].

Кроме перечисленных выше отклонений от совершенства идеализированной структуры композита, таких как растрескивание и разупрочнение алмаза, характерных для КАМ, есть еще одна особенность, присущая композитам рассматриваемого класса — отсутствие (либо недостаточная прочность) адгезионного взаимодействия между алмазом и материалом связки (матрицы). Эта структурная особенность обусловлена инертностью алмаза ко всем материалам, не образующим карбиды. Эта особенность структуры композита, степень ее влияния на свойства композита и способы ее преодоления рассмотрены в последующих главах.

Приведенные в этой главе технологии в среднем имеют энергозатраты, показанные на рис. 2.12 [109]. Например, согласно этой зависимости для электроспекания одного кубического сантиметра КАМ необходимо затратить приблизительно 50 кДж, что в 4...6 раз меньше по сравнению с иными технологическими методами порошковой металлургии (см. рис. 2.12).

## МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

### 3.1. КЛАССИФИКАЦИЯ ВИДОВ КОМПОЗИТОВ

Исследование композиционных материалов начинается с определения границы между гомогенными и гетерогенными средами. В работах [121—129] композитами называют соединение двух либо нескольких компонент в единый материал, обладающий более сложной структурой и отличающийся своими свойствами от свойств исходных составляющих. Состав композита разделяют на основу (связующее, матрица) и армирующий компонент (наполнитель). На рис. 3.1 приведена классификация композиционных материалов по типам материалов матрицы, наполнителя, видам армирования и наиболее распространенным способам формирования структуры. Так, в качестве матрицы при производстве композитов используют металлы, керамики и пластмассы, а в качестве наполнителя — металлические нити (проволоку), монокристаллические «усы», многокомпонентные волокна, ткани, а также дисперсные частицы карбидов, боридов, оксидов, алмазов, кубического нитрида бора и т. д. [123, 129, 130]. Общепринятым критерием деления материалов на гомогенные и гетерогенные в настоящее время является характерный размер армирующего наполнителя. При этом макрочастицы наполнителя должны наблюдаться визуально или с помощью микроскопа при не более чем десятикратном увеличении. Указанные условия обеспечивают выявление частиц с размером порядка  $10^{-5}$ ... $10^{-6}$  м. Материалы, содержащие частицы указанного размера и большего, относятся к гетерогенным средам.

Факторы объемной концентрации наполнителя и его формы имеют немаловажное значение в более строгом определении границы раздела материалов на гомогенные и гетерогенные. Однако, учитывая то многообразие типов композитов, какое существует в настоящее время, пока еще не создана универсальная классификация композитов, позволяющая установить диапазоны изменения комплекса параметров структуры и тем самым строго определить категорию композита как гетерогенной среды.

При определении свойств гетерогенных материалов выделяют структуру, текстуру и вид армирования (см. рис. 3.1). Структурный уровень соответствует микростроению материала, а уровень текстуры — макростроению, определяемому в основном формой наполнителя. Ориентация элементов наполнителя относительно приведенных главных напряжений, действующих в материале при его деформировании, определяет вид армирования. Кроме перечисленных, одним из наиболее значительных факторов, влияющих на свойства компози-

### 3.1. Классификация видов композитов

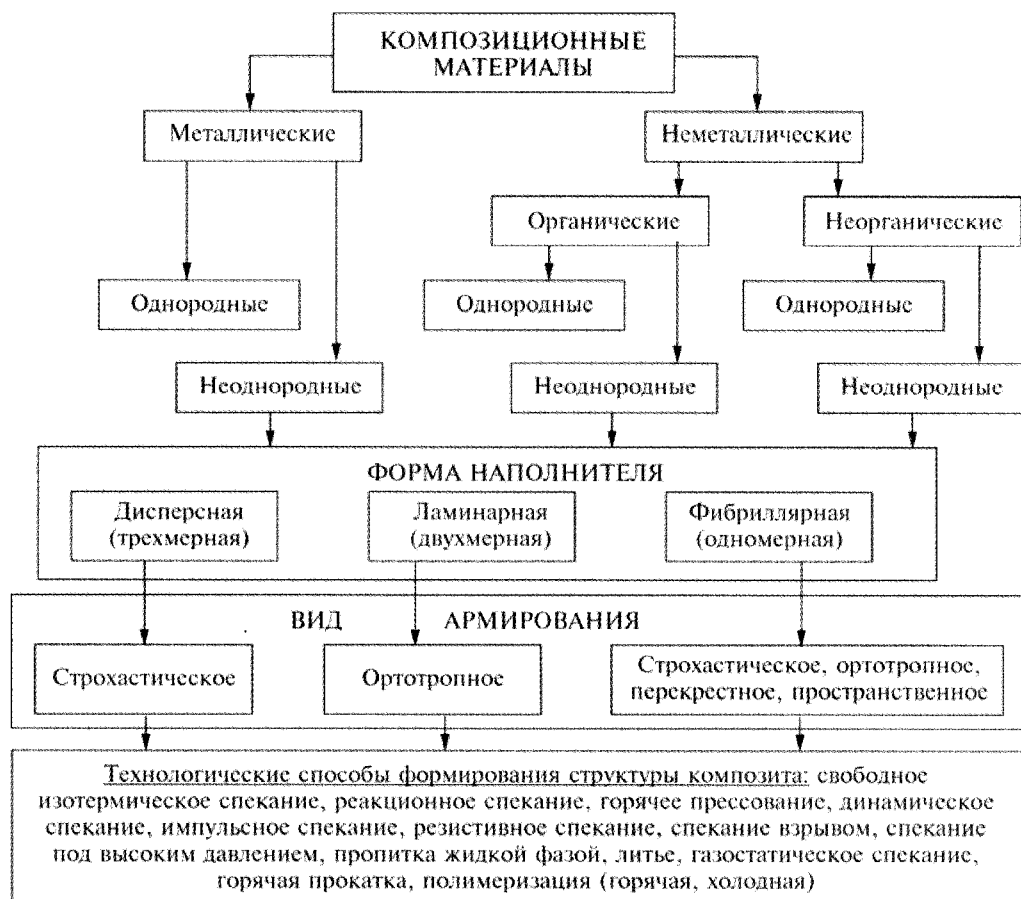


Рис. 3.1. Классификация типов композиционных материалов [27]

ционных материалов, является технологический способ формирования структуры и текстуры материалов. Если при производстве металлических композитов преобладают способы литья, горячей и холодной прокатки, полимерных композитов — контактное формирование, напыление и пропитка, то при производстве композитов на основе керамики, твердых сплавов и сверхтвердых материалов применяются способы свободного спекания, горячего изостатического и динамического прессования, а также спекания при высоких давлениях.

Перечисленные способы, применяемые для формирования структуры сверхтвердых материалов, обуславливают необходимость анализа влияния параметров процесса спекания на свойства создаваемых композитов с учетом весьма сложного комплекса механизмов взаимодействия компонентов. В данном случае это фазовые превращения компонентов, диффузионные процессы, образование твердых растворов, частичное разрушение компонентов, физико-химическое взаимодействие по границам взаимодействия фаз и т. д.

Из приведенной классификации композиционных материалов следует, что форма наполнителя определяет вид армирования. Так, фибриллярная

(одномерная) форма наполнителя представляется в виде нитей, волокон, тонкой проволоки, сетки или монокристаллических усов. Из таких исходных фибриллярных материалов изготавливаются армирующие материалы в виде нитей, ровингов, тканей, сеток и нетканых рулонных материалов [123, 129, 130], которые позволяют создавать различные виды армирования: стохастическое, ортотропное, перекрестное или пространственное.

Слоистые композиты (их часто называют ламинарными) состоят из слоев однонаправленных волокон с различной ориентацией слоев друг относительно друга. Ламинарный вид армирования обуславливает ортотропную анизотропию свойств композитов. Дисперсная форма наполнителя представлена в виде шаров, полых сфер, гранул, эллипсоидов вращения, дисков и коротких стержней [129—133]. В качестве материалов этого вида наполнителя используют стеклянные и металлические шары, зерна карбидов вольфрама, титана, хрома, бора, оксидов алюминия и циркония, нитридов кремния, алюминия, титана, бора и т. д., а также природные и синтетические алмазы [7, 8, 27, 41, 42].

Композиционные материалы с алмазами в качестве дисперсной формы наполнителя наиболее широко описаны в работах ИСМ НАНУ. За последние два десятилетия в институте создано множество композитов, относящихся к указанному классу, с твердосплавной, металлической, керамической или полимерной матрицей, содержащих зерна природных или синтетических алмазов, кубического нитрида бора, частицы релита, нитрида алюминия или титана в качестве твердой дисперсной фазы. Комбинации перечисленных типов

матричного материала и наполнителя, дисперсность твердой фазы, ее объемная концентрация, а также технологические способы спекания позволили создать большой спектр двухкомпонентных композитов, различающихся физико-механическими свойствами и охватывающих многие области применения, где они эксплуатируются в экстремальных условиях термомеханического либо абразивного воздействия. Большинство таких композитов создавалось целенаправленно в качестве функциональных абразивных элементов породоразрушающего, шлифовального или режущего инструментов, обладающих высокой износостойкостью. Композиционные материалы этого класса хорошо зарекомендовали себя в эксплуатации и широко применяются в нефтегазовой добывающей, камнеобрабатывающей и строительной индустрии. Отметим среди них «Славутич» [80], содержащий природные алмазы, и твесал [81], содержащий синте-

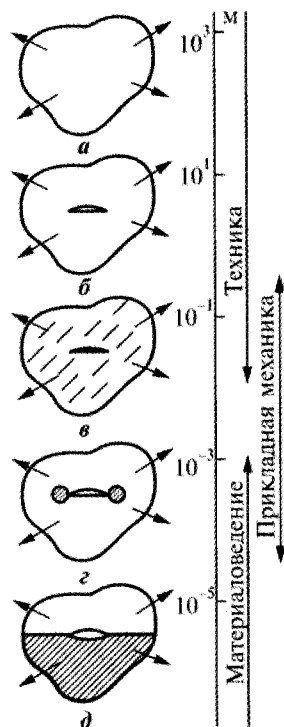


Рис. 3.2. Степень идеализации композита для определения его сопротивления разрушению: а — прочность однородных материалов; б — то же с дефектами; в — прочность анизотропных однородных материалов с трещинами; г — то же с учетом неоднородности у вершины трещины; д — прочность структурно-неоднородных материалов с микротрещинами [123]

тические алмазы. Высокая износостойкость этих композиционных материалов обусловлена сочетанием в них шлифпорошков алмаза и твердого сплава, используемого в качестве матрицы.

В работе [123] предложена классификация уровней идеализации композиционных материалов. Обобщенный вид этой классификации, позволяющей связать воедино линейные размеры объекта, методы исследования и области приложения этих результатов, приведен на рис. 3.2. Так, если размеры объекта, изготовленного из композиционного материала, достигают 10 м, то его конструкционная прочность определяется на основании приведенных свойств композита как макрооднородной среды.

С уменьшением характерных размеров объекта исследования ( $10^{-3} \dots 10^{-1}$  м) необходимо учитывать структурную неоднородность среды, а получаемые при этом результаты имеют непосредственное применение в прикладной механике. Также необходимо учитывать анизотропию и неоднородность объекта исследования, используя методы механики сплошной среды. Если характерные размеры объектов соизмеримы с размерами их структурных составляющих (до  $10^{-5} \dots 10^{-3}$  м), то такие исследования можно проводить только с привлечением механики структурно-неоднородной среды, а получаемые при этом результаты имеют непосредственное отношение к материаловедению.

### 3.2. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИТОВ

Классификация типов композитов дает только общие представления о том, к какому типу композитов следует отнести исследуемые композиционные алмазосодержащие материалы с хрупкой матрицей. Но этих сведений, очевидно, недостаточно, чтобы проанализировать напряженное состояние в компонентах их структуры и на основании этого анализа выдвинуть основные предположения, определяющие условия деформирования и предельного состояния композита в целом. Для проведения такого анализа в рамках механики деформируемого твердого тела необходимо руководствоваться конкретными и статистически обоснованными данными о распределении твердых частиц дисперсной фазы, их размерами, условиями взаимодействия по границам контакта и физико-механическими свойствами компонентов исследуемой системы.

Основное внимание уделим алмазосодержащим композитам, используемым в наиболее нагруженных конструкциях породоразрушающих абразивных инструментов, с матрицами (связками) из вольфрамокобальтовых твердых сплавов типа ВК (ГОСТ 3882-74) [7, 8, 80, 81], твердого сплава ВК6, пропитанного медью [8, 12], а также металлическими связками на основе кобальта, железа, меди, никеля и олова [41–43].

Композиционные алмазосодержащие материалы, созданные в ИСМ НАНУ на основе перечисленных типов матриц и их модификаций, являются наиболее характерными представителями композитов, применяемых в виде функциональных элементов бурового, геологоразведочного, породоразрушающего, шлифовального и другого вида инструментов [27, 135, 136]. Особенности процедуры подготовки смесей твердых сплавов, порошков алмаза в виде гранул

и технологии спекания алмазосодержащих композитов обеспечивают распределение зерен алмаза в объеме, близком к равномерному (рис. 3.3—3.5).

Спекание композитов типа «Славутич» [80] и твесал [81] проводится при температурах 1380...1430 °С и давлении 5 МПа, композитов на металлических

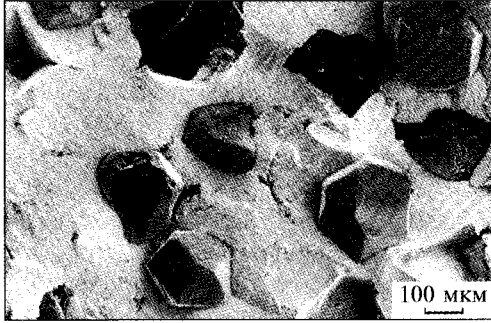


Рис. 3.3. Распределение алмазов AC80T 315/250 в композиционном алмазосодержащем материале типа твесал на связке ВК6

Рис. 3.4. Зона взаимодействия зерна алмаза AC160 400/315 и твердосплавной матрицы ВК6: *а* — в отраженных электронах; *б* — в характеристическом излучении

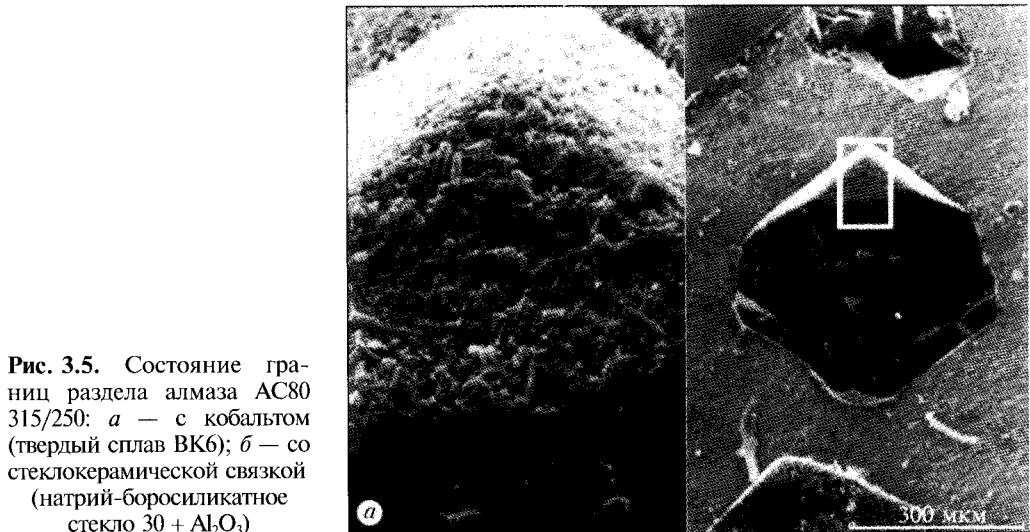
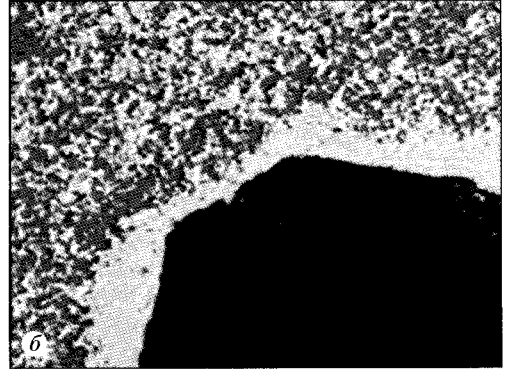
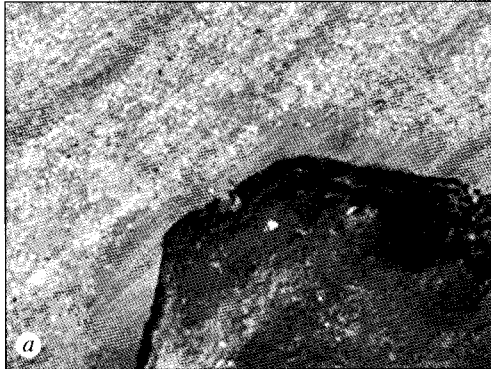


Рис. 3.5. Состояние границ раздела алмаза AC80 315/250: *а* — с кобальтом (твердый сплав ВК6); *б* — со стеклокерамической связкой (натрий-боросиликатное стекло 30 + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)

связках — при температурах в диапазоне 830...920 °С с последующей горячей допрессовкой давлением до 200 МПа, композитов на стеклокерамической связке — при температурах 470...540 °С, а пропитка алмазно-твердосплавного композита жидкой фазой меди в среде водорода — при 1150 °С.

Кривая температуры алмазного ликвидуса на диаграмме состояния системы углерод—кобальт ниже соответствующей кривой системы графит—кобальт приблизительно на 353 К [55], что обуславливает непрерывность процесса растворения алмаза в кобальте. При этом углерод диффундирует в жидкую фазу кобальта твердого сплава, прилегающего непосредственно к зоне взаимодействия, насыщая его на толщину 4...10 мкм (см. рис. 3.4). Параметры процесса спекания подобраны таким образом, чтобы растворение углерода происходило непрерывно и на границе взаимодействия не образовывался свободный графит. Вне описанной зоны твердый сплав не насыщен углеродом до стехиометрического состава и не содержит η-фазы [134].

На основании изложенного можно предположить, что на границе взаимодействия алмаз—твердый сплав в результате растравливания поверхностного слоя алмаза с образованием микропор, в которые проникает расплав кобальта, после кристаллизации жидкой фазы расплава кобальта происходит адгезия матрицы с поверхностью алмаза. Надежность этой связи очевидна не только из чисто визуального анализа состояния области границ раздела фаз, но и из слоя кобальта (компонента связки твердого сплава ВК6) на поверхности зерна алмаза (см. рис. 3.5, а) в изломе разрушенного образца композита, наблюдаемого с помощью электронного микроскопа «Zeiss EVO 50 XVP» с энергодисперсионным анализатором рентгеновских спектров INCA 450. Изображение характеристического излучения кобальта, полученное в зоне, прилегающей к поверхности зерна алмаза (см. рис. 3.4, б), подтверждает предположение о наличии адгезии. Аналогичная связь имеет место между алмазом и стеклокерамической связкой (стекло 30 + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), чему способствуют свойства адгезионно-активного натрий-боросиликатного стекла (см. рис. 3.5, б). И лишь для последнего типа КАМ с медьсодержащей матрицей адгезия явно отсутствует. Этот вывод сделан не только на основании того, что матрица отслаивается от поверхности алмаза (см. рис. 3.6), не оставляя на его поверхности видимых следов связки, но и из спектров микрорентгеновского анализа, полученного с поверхности зерен алмаза с помощью системы микроанализа

INCA 450. Из рис. 3.6 видно, что на поверхности отслоившегося зерна алмаза отсутствуют все основные компоненты матрицы: кобальт, вольфрам и медь.

Под условиями физико-механического взаимодействия будем понимать только наличие либо отсутствие адгезии по границам контакта алмаз—матрица, а также обжатию зерна, обусловленное остаточными температурными деформациями (натягом) после



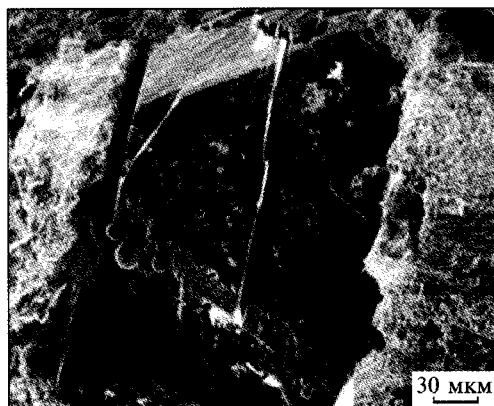


Рис. 3.6. Границы раздела фаз в композите на основе алмаза АС80 315/250 и твердого сплава ВК6, пропитанного медью

охлаждения вследствие термоупругого несоответствия компонентов КАМ. Используя терминологию механики упругодеформируемого твердого тела, отметим, что указанные состояния могут быть с определенной степенью идеализации классифицированы соответствующими механическими граничными условиями на границе контакта [135]: при наличии адгезии — упругая шайба (шар) впаяна в упру-

гую плоскость (пространство); при отсутствии адгезии по границе контакта — упругая шайба (шар) вложена в упругую плоскость (пространство); при наличии адгезии и обжати зерна — упругая шайба (шар) впаяна с натягом в упругую плоскость (пространство); при отсутствии адгезии по границе обжатого зерна — упругая шайба (шар) вложена в упругую плоскость (пространство) с натягом. Перечисленные типы граничных условий дают возможность моделировать наиболее общие случаи физико-механического взаимодействия алмаз—матрица в КАМ. На основании изложенного можно условно классифицировать условия физико-механического взаимодействия алмаз—матрица и сформулировать граничные условия соответствующих им краевых задач теории упругости для двух первых типов КАМ как «упругая шайба (шар) впаяна с натягом в упругую плоскость (пространство)», а для последнего — «упругая шайба (шар) вложена с натягом в упругую плоскость (пространство)» [135]. Некоторые особенности, выходящие за рамки предлагаемой идеализированной классификации, рассмотрены ниже.

Среди многообразия алмазосодержащих композитов с металлическими, керамическими и полимерными матрицами, различающихся диапазонами используемых зернистостей порошков алмаза, марками алмаза, способами формирования структуры и областями применения, нами условно выделен класс алмазосодержащих композитов, компоненты которых находятся в хрупком состоянии, т. е. остаются линейно-упругими вплоть до разрушения. Указанным условиям соответствуют КАМ, спеченные методами порошковой металлургии, на основе вольфрамокобальтовых и безвольфрамовых твердых сплавов, керамических и стеклоподобных композиций [119, 123, 129, 130].

Важным этапом в процессе составления модельных представлений о структуре реального композита является анализ совершенства его структуры. В данном случае это однородность, изотропность, сплошность и условия физико-механического взаимодействия его компонентов. Если дисперсные частицы имеют сферическую форму, однородные (бездефектные), изотропные, стохастически (либо регулярно) распределены в однородной матрице и имеют хорошее сцепление по всей поверхности контакта с матрицей, то структуру такого композита называют идеальной или совершенной. Но если хотя бы



одно из перечисленных условий не соблюдается, что характерно для реальных компонентов, и это выражается в виде отслаивания частиц от матрицы, растрескивания самих частиц или матрицы, неоднородности или анизотропии компонентов системы, то это в той или иной мере характеризует отклонение свойств структуры композита от совершенства. Теоретически учесть анизотропию изометрических зерен алмаза, имеющих три плоскости спайности и стохастически ориентированных в пространстве, не представляется возможным. Но поскольку модули упругости, соответствующие плоскостям  $\langle 111 \rangle$ ,  $\langle 110 \rangle$  и  $\langle 100 \rangle$ , изменяются в пределах 14 % [55], зерна в модели рассматриваем условно изотропными. Что касается матрицы, то поскольку приведенный размер зерна карбида вольфрама в твердом сплаве составляет 0,5...1 мкм, а зерна  $Al_2O_3$  — соответственно 3 мкм, что меньше приведенного диаметра зерна алмаза (в исследуемом диапазоне зернистости) на два порядка, то это дает основание рассматривать матрицу как однородную. Теоретическим пределом объемной концентрации при заполнении объема шарами одинакового размера является значение  $\pi/\sqrt{18}$  [136], тогда как экспериментально установленное в работах В.Н. Бакуля максимальное заполнение объема зернами алмаза не превышает  $\pi/\sqrt{40}$  [137].

Рассмотрим распределения эквивалентных диаметров алмазов ( $d$ ) в композите, площадей их сечений  $S$ , выходящих на поверхность шлифов и свободных расстояний между границами алмазов  $\lambda$  (принадлежащих сечению анализируемой поверхности зерен алмазов), в зависимости от марки, зернистости и объемной концентрации в спеченном композите, получаемыми с помощью анализатора напряжений. Достоверность приведенных результатов статистически обоснована на базе выборки большого объема данных. В качестве объекта анализа рассмотрим спеченные по промышленной технологии алмазосодержащие композиты на основе тугоплавких сплавов вольфрамовой группы, содержащие природные («Славутич») и синтетические (твесал) алмазы [7, 8, 27, 80, 81, 134]. В композитах варьировали объемную концентрацию алмазов  $C_1$  от 0,187 (75 % по ГОСТ 9770-61) до 0,438 (175 %) зернистостью 400/315 мкм, а также зернистость алмазов от 250/200 до 630/500 мкм при их постоянной концентрации  $C_1 = 0,25$  в композите (табл. 3.1).

На поверхностях спеченных образцов размерами  $5 \times 5 \times 17$  мм изготавливались шлифы (рис. 3.7). В каждой исследуемой партии материалов было 6...8 образцов. Поверхности шлифов подвергались автоматической обработке на анализаторе изображений «Квантимет-720». Принцип действия анализатора, методика проведения обработки и анализа изображений, а также алгоритмы вычисления стереологических характеристик подробно описаны в работе [138]. В пределах одного шлифа считывались координаты контуров от 20 до 100 зерен алмазов, а в анализируемой партии число зерен  $\Sigma N_i$  составляло от 100 до 600, что обеспечивало вполне достаточный объем выборки для получения статистически достоверных результатов. По массиву координат, принадлежащему геометрическому месту точек каждого из контуров, вычислялась его площадь  $S_i$ , а затем — эквивалентные диаметры  $d$  кругов, имеющих такую же площадь, а также число зерен ( $\Sigma N_i$ ) относительно площади исследуемой поверхности —

Таблица 3.1. Результаты стереологического анализа распределения зерен алмазов и их концентрации в «Славутич» и твссале [80, 81]

Объемная концентрация алмаза $C_1$ , % (ГОСТ 9770-61)	Фактическая объемная концентрация $C_1$ , % (ГОСТ 9770-61)	Зернистость, мкм	Приведенный диаметр зерна $d$ , мм	Плотность распределения на поверхности $m$ , шт./см <sup>2</sup>	Расстояние между зернами $\lambda$ , мм
0,187 (75)	0,179 (71,6)	400/315	0,3348	192	1,16
0,250 (100)	0,253 (101,2)	400/315	0,3514	263	0,66
0,312 (125)	0,290 (116,0)	400/315	0,4156	214	0,42
0,375 (150)	0,380 (152,0)	400/315	0,4406	250	0,24
0,438 (175)	0,424 (169,6)	400/315	0,4444	274	0,18
0,250 (100)	0,267 (107,0)	630/500	0,6202	88	1,06
0,250 (100)	0,251 (100,4)	500/400	0,5202	118	1,00
0,250 (100)	0,230 (92,0)	315/250	0,2578	443	0,68
0,250 (100)	0,268 (107,2)	250/200	0,2004	853	0,38

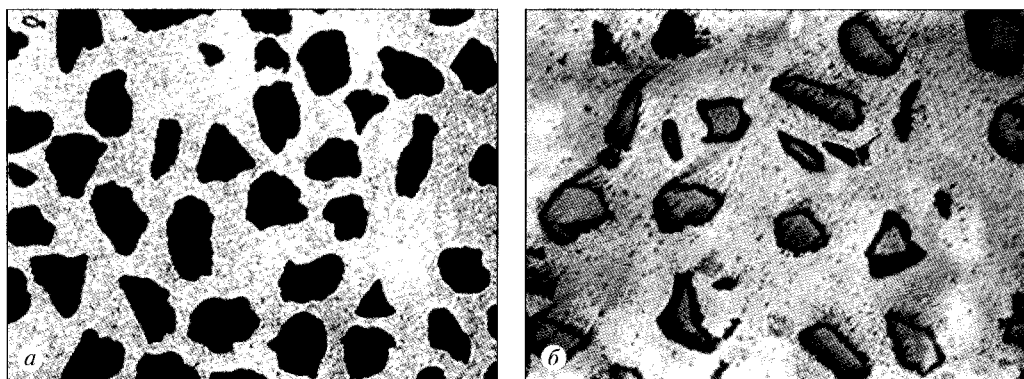


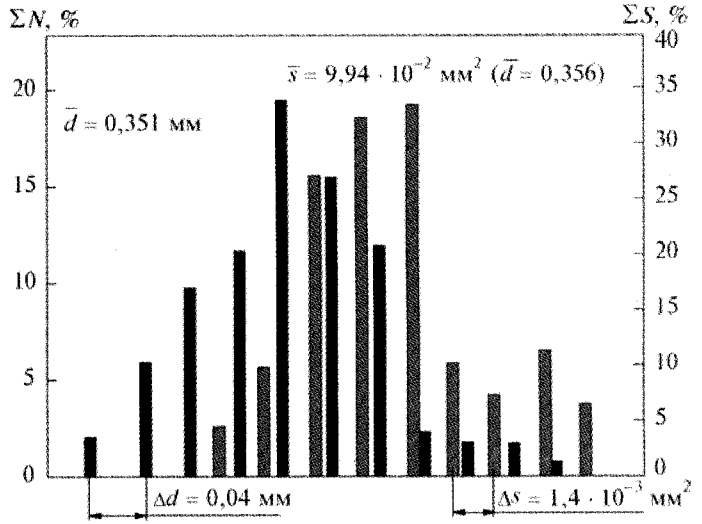
Рис. 3.7. Характерное распределение проекций зерен алмаза на поверхности спеченного образца КАМ «Славутич» ( $A$  400/315;  $C_1 = 0,25$ ) (а) и общий вид распределения алмазов на рабочей поверхности спеченной вставки (б)

плотность заполнения  $m$ . Так же определялся массив значений свободных расстояний между границами близлежащих контуров зерен  $\lambda$ .

Вычисленные массивы  $\{d\}$ ,  $\{S\}$ ,  $\{\Sigma N\}$  и  $\{\lambda\}$  разделялись на 12 уровней по  $\Delta d$  через 0,04 мм и по  $\Delta S$  через  $1,4 \cdot 10^{-3}$  мм<sup>2</sup>, а также на 28 уровней по  $\Delta \lambda$  через 0,02 мм. По рассчитанным значениям для каждой партии материалов построены гистограммы распределений. На рис. 3.8 и 3.9 приведены характерные гистограммы для конкретных значений структурных параметров, заданных при спекании материала. Исходя из основных положений количественной стереологии распределения по поверхности при условии, близком к равномерному закону, распределение зерен в объеме эквивалентно объемному распределению по  $d$ . Средние значения  $d$  и  $\lambda$  в исследуемом материале определялись по медианам соответствующих распределений (см. рис. 3.8 и 3.9).

Результаты определения значений  $d$ ,  $C_1$  и плотности заполнения  $m$  приведены также в табл. 3.1. На основании этих данных можно проанализировать реальное состояние структуры в композите. Вопрос оценки расстояний между

Рис. 3.8. Характерное распределение эквивалентных диаметров зерен алмазов и площадей сечений алмазов на исследуемой поверхности шлифа КАМ ( $C_1 = 0,375$ ;  $d = 400/315$  мкм)



зернами в зависимости от их диаметра и концентрации в материале рассмотрен в работах [134, 136], где приведены следующие выражения для оценки свободных межзеренных расстояний:

$$\lambda = 4R (1 - C_1) / 3C_1, \quad (3.1)$$

$$\lambda = R \sqrt{(4\pi / 3C_1)}. \quad (3.2)$$

Однако сравнение с экспериментально определяемыми значениями  $\lambda$ , полученными в настоящем исследовании КАМ, показало, что указанные расчетные формулы дают значительную погрешность при вычислении свободного расстояния между зернами (рис. 3.10). На основании несложных допущений

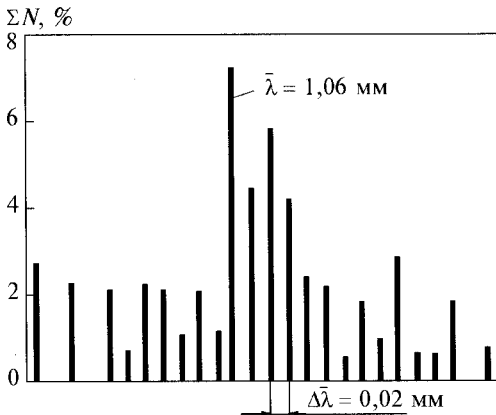


Рис. 3.9. Характерное распределение межзеренных свободных расстояний между зернами в КАМ «Славутич» ( $C_1 = 0,25$ ;  $d = 630/500$  мкм)

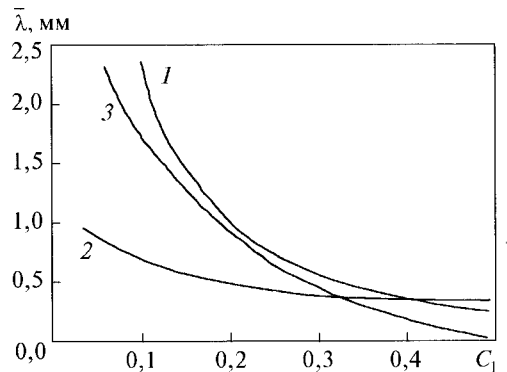


Рис. 3.10. Сравнение зависимостей для определения средних свободных межзеренных расстояний: 1 — по формуле (3.1); 2 — по формуле (3.2); 3 — экспериментальные данные для  $d = 0,41$  мм

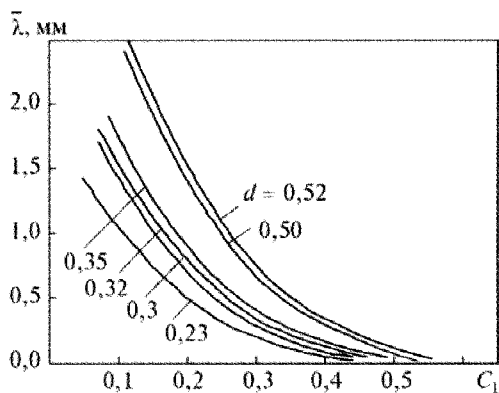


Рис. 3.11. Зависимость среднего свободного расстояния  $\bar{\lambda}$  между зернами от зернистости и концентрации алмазов в КАМ

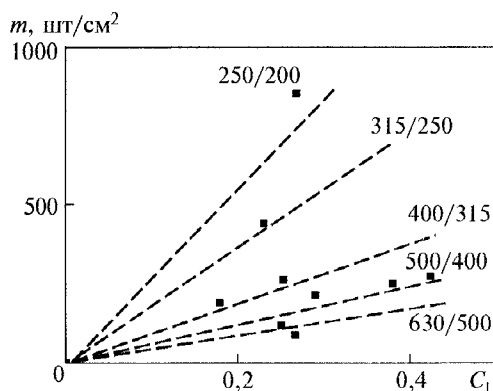


Рис. 3.12. Зависимость плотности распределения зерен алмаза  $m$  на поверхности композита от их зернистости и объемной концентрации

о распределении зерен в сечении композита и наиболее статистически представительного набора данных, приведенных в табл. 3.1 для композитов, содержащих зерна алмаза зернистостью 400/315 мкм ( $d = 0,35$  мм), записаны эмпирические выражения, определяющие связь свободного расстояния между алмазами  $\lambda$  и плотность их распределения на рабочей поверхности  $m$  в зависимости от их концентрации и эквивалентного диаметра:

$$\lambda = d(5/4 C_1^{-5/4} - 1), \quad (3.3)$$

$$m = 400 C_1/\pi d^2 \quad (3.4)$$

при  $0,05 \leq C_1 \leq 0,5$ ;  $0,2 \leq d \leq 0,6$ .

С использованием выражений (3.3), (3.4) рассчитаны значения  $\lambda$  и  $m$  для различных зернистостей и концентраций и построены графики зависимостей (рис. 3.11 и 3.12), которые удовлетворительно совпадают с экспериментальными значениями  $\lambda$  и  $m$ , полученными для алмазов различной зернистости.

Некоторое увеличение эквивалентного диаметра зерна (см. табл. 3.1), наблюдаемое при увеличении объемной концентрации алмазов, объясняется образованием конгломератов зерен, число которых возрастает с увеличением концентрации, но система автоматического анализатора изображений воспринимает их как одно целое, что приводит к искажению распределения по эквивалентным диаметрам.

Полученные эмпирические зависимости позволяют рассчитывать стереологические параметры структуры композиционных алмазосодержащих материалов в диапазонах изменения приведенного размера зерна 0,2...0,6 мм и концентрации 0,5 (50 % объема). Анализ результатов стереологического исследования распределения зерен алмаза в структурах «Славутича» и твесала показал, что нет существенных различий в распределении зерен природных и синтетических алмазов, используемых для производства этих композитов.

### 3.3. ТЕРМОУПРУГОЕ НЕСООТВЕТСТВИЕ КОМПОНЕНТОВ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

Влияние остаточных температурных напряжений, возникающих в компонентах композита в процессе охлаждения ниже температуры формирования структуры композита вследствие различия их температурного расширения, анализировалось многими исследователями [123, 141—144]. Установлено не только большое влияние остаточных температурных напряжений на напряженное состояние в компонентах композита, но и возможность изменения условий его предельного состояния, проявляющегося в различных механизмах разрушения структуры композита. В работах [123, 132, 144] предложена классификация механизмов разрушения композитов с дисперсными частицами, дающая четкое представление о влиянии термоупругого несоответствия на процесс зарождения и хрупкого разрушения композита в целом (рис. 3.13).

Чтобы воспользоваться этой классификацией и интерпретировать ее при исследовании КАМ, проанализируем соотношения постоянных температурного расширения материалов, входящих в качестве компонентов в исследуемые типы КАМ (табл. 3.2) [8, 27, 55, 119, 146]. Так, для КАМ типа «Славутич» и твесал  $\alpha_2/\alpha_1 \approx 2,3$ , для КАМ с медьсодержащей матрицей это отношение составляет 2,7, а для КАМ со стеклокерамической матрицей (стекло 30 +  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) — 4,9. Следовательно, согласно приведенной классификации зерна алмаза находятся в условиях всестороннего сжатия, а матрица — в условиях растяжения.

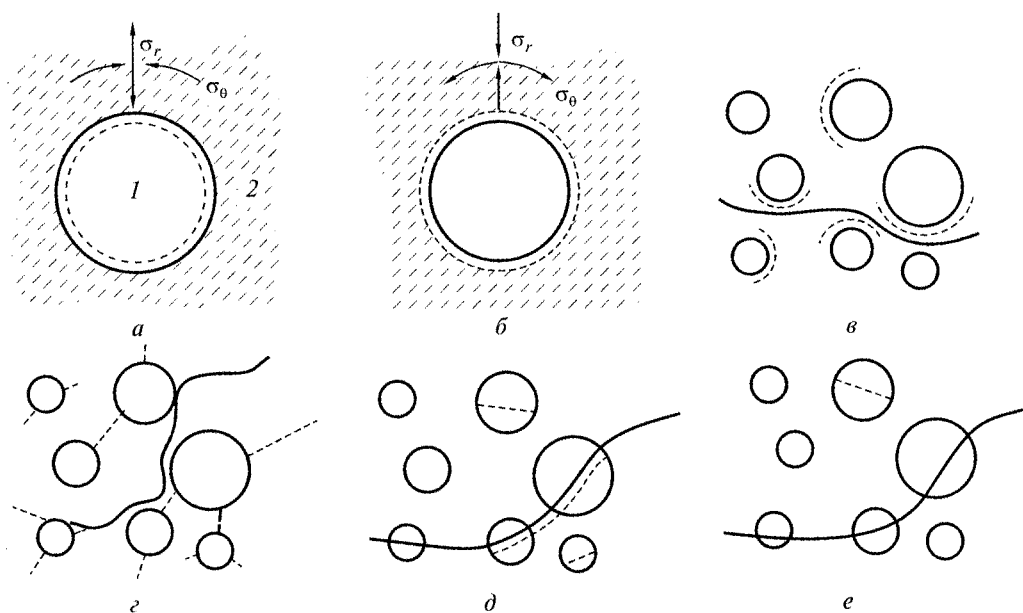


Рис. 3.13. Схематическое отображение влияния термоупругого несоответствия компонентов композита на механизм формирования и распространения трещины в структуре композита [123]: а —  $\alpha_1 > \alpha_2$ ; б —  $\alpha_1 < \alpha_2$ ; в, д —  $\gamma_1 > \gamma_2$ ; д, е —  $\gamma_1 < \gamma_2$ ; 1 — включение; 2 — матрица (связка)

Таблица 3.2. Физико-механические свойства основных компонентов КАМ [8, 27, 55, 119, 146, 148]

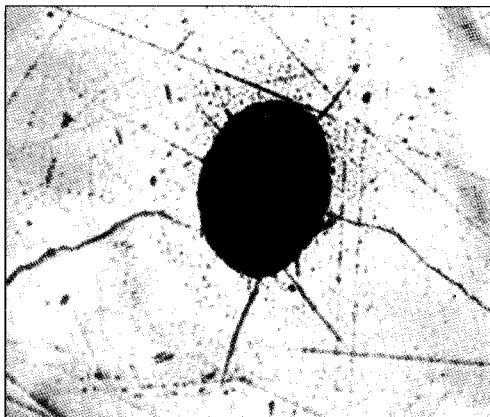
Характеристика	Природный алмаз	Твердый сплав ВК6 (ГП)	Твердый сплав ВК6 + медь	Стекло 30 + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Плотность ρ, г/см <sup>3</sup>	3,5	14,9	12,4	2,15
КТР α · 10 <sup>-6</sup> , К <sup>-1</sup>	3,7	8,6	10	18,2
Коэффициент Пуассона ν	0,072...0,1	0,22	0,25	0,20
Модуль упругости E, ГПа	1050 — <100> 1160 — <110> 1200 — <111>	635	297	109
Прочность при одноосном сжатии R <sub>сж</sub> , МПа	8700	3400	1225	329
Прочность при изгибе R <sub>изг</sub> , МПа	290	1600	590	74
Трещиностойкость K <sub>к</sub> , МПа · √м	8,3 — <100> 8,5 — <110> 10,3 — <111>	10,4	40,8	4,8
Теплопроводность λ, Вт/(м · К)	1100...2100	60	240	—

Из табл. 3.2 следует также, что в силу малости прочности хрупких материалов при растяжении по отношению к их прочности при сжатии инициирование разрушения в КАМ следует ожидать в матричных материалах на границах их физико-механического взаимодействия с алмазом, так как именно матрица находится в условиях растяжения. Такое представление не только полностью соответствует классификации Ленга [123] и Фабера [132], но и подтверждается металлографическим анализом шлифов образцов КАМ («Славутич»), с помощью которого выявлены трещины, исходящие в радиальном направлении от поверхности зерна алмаза (рис. 3.14).

Чтобы количественно оценить уровень остаточных напряжений в матрице, воспользуемся результатами Бруксбенка и Андрюса [143]. Выражение для оценки приведенных окружных температурных напряжений имеет вид

$$\sigma_0 = \frac{12K_1K_2\mu_2(\alpha_2 - \alpha_1)\Delta TC_1}{K_2(4\mu_2 + 3K_1) + 4\mu_1(K_1 - K_2)C_1}, \quad (3.5)$$

из которого для композитов типа твесал (ВК6 + АС) при  $K_1 = 437,5$  ГПа;  $K_2 = 380,9$  ГПа;  $\alpha_1 = 3,7 \cdot 10^{-6}$  К<sup>-1</sup>;  $\alpha_2 = 8,6 \cdot 10^{-6}$  К<sup>-1</sup>;  $\Delta T = -777$  К;  $C_1 = 0,25$  получаем  $\sigma_0 = 538$  МПа.



Определенные напряжения свидетельствуют о том, что остаточные температурные напряжения соизмеримы с прочностью матричного твердого сплава при растяжении (700...900 МПа). Это обязывает исследователя учиты-

Рис. 3.14. Радиальные трещины, возникающие в структуре после спекания системы алмаз—твердый сплав (×30)

вать их при формулировании модели деформирования и предельного состояния структур рассматриваемого типа.

Композиционные алмазосодержащие материалы, создаваемые методами порошковой металлургии, имеют весьма сложную структуру, образованную взаимодействующими между собой зёрнами алмаза, карбида вольфрама, кобальта (либо элементами других типов матриц), а также их соединений. Как показано выше, компоненты, входящие в состав композитов этого класса, существенно различаются физико-механическими свойствами, в частности, они находятся в термоупругом несоответствии (см. табл. 3.2).

Вследствие того, что структура исследуемых композитов формируется горячим прессованием либо спеканием, в компонентах композита после его охлаждения возникают остаточные температурные напряжения. Зёрна алмаза расположены в объёме стохастически, но близко к нормальному закону распределения. Эквивалентный размер зёрна карбида вольфрама в твердом сплаве (0,5...1 мкм) или оксида алюминия в стеклоподобной матрице (3 мкм) по сравнению с эквивалентным диаметром зёрен используемых алмазов (200...600 мкм) даёт основание условно принять материал матрицы вполне однородным и изотропным. Но введение в среду однородной матрицы зёрен алмаза приводит к образованию в ней большой локальной неоднородности, следовательно, исследуемый композит, содержащий случайно распределённые зёрна, представляет собой стохастически неоднородную среду. При этом толщиной тонкой прослойки в зоне физико-механического взаимодействия матрицы с алмазом, а также отличием её физико-механических свойств от свойств материала матрицы в дальнейшем будем условно пренебрегать в силу большого порядка малости её толщины по сравнению с линейными размерами зёрна алмаза. Тем самым представляем среду композита состоящей только из двух компонентов: зёрна алмаза и однородная матрица. Принятое допущение об однородности упругой матрицы обуславливает возможность использовать для анализа напряжённого состояния в компонентах КАМ методы классической теории упругости.

Дисперсная фаза в зернистых композитах в основном представляет собой частицы несовершенной формы, полученные в результате размола либо деформированные в процессе горячего прессования, однако в силу особенностей технологических условий применяемые в КАМ зёрна алмаза имеют изометрическую форму с коэффициентом формы  $1...1,19$  [145]. На этом основании примем гипотезу «шаровой аналогии», т. е. в объёме КАМ стохастически распределены шары со свойствами алмаза и с эквивалентным им диаметром, соответствующим медиане распределения эквивалентных диаметров зёрен алмаза в пределах фракции. Кроме того, часть этих шаров содержит диаметрально-радиальные трещины, случайно ориентированные в пространстве. Предоставить полную информацию о всех особенностях структуры в объёме исследуемого композита практически невозможно. Построение количественной теории процесса деформирования и предельного состояния возможно только при определенных упрощениях модельных представлений о его структуре и свойствах.

Наиболее простой моделью материала в механике деформируемого твёрдого тела принята линейно-упругая, изотропная и однородная среда (континуальная). Эта модель является основой для классической теории упругости

и сопротивления материалов. Необходимость учета свойств и особенностей реальных материалов, какими являются физическая нелинейность, несплошность, анизотропность и неоднородность, обусловила усложнение исходной упругой модели и разработку соответствующего математического аппарата для решения задач о деформировании сред такого типа. Однако при формулировании условий предельного состояния сплошной, но неоднородной среды или предельного равновесия этой среды с трещиной особое внимание следует уделять анализу области локализации неоднородности и концентрации напряжений в ее окрестности. Кроме того, как показали фрактографический и гранулометрический анализ состояния структуры композитов исследуемого класса, в ней содержатся различного рода дефекты в виде микро- и макротрещин, что в комплексе с концентрацией напряжений в окрестности зерна алмаза является основным фактором, влияющим на снижение прочности КАМ.

Таким образом, введение в рассмотрение дефектности в виде растрескивания некоторой доли зерен (или, как выше определено, степени повреждения алмазов) является основной отличительной чертой модели КАМ, отражающей реальные особенности их структуры. Отметим, что исследуемая среда предварительно напряжена в силу термоупругого несоответствия ее компонентов. Разрабатываемая модель КАМ в пределах изменения свойств компонентов и параметров структуры исследуемых типов композитов имеет количественные ограничения: объемная концентрация зерен алмаза  $0 < C_1 < 0,4$ ; эквивалентный диаметр зерна  $0 < d \leq 0,65$  мм; среднее свободное расстояние между алмазами  $0,1 \leq \lambda \leq 4,5$  мм; степень повреждения алмазов  $0 \leq K \leq 1$ ; отношение модулей упругости и КТР частиц дисперсной фазы (индекс «1») и матрицы (индекс «2»)  $0 \leq E_1/E_2 \leq 10$ ;  $0,3 \leq \alpha_1/\alpha_2 \leq 1$ .

### **3.4. МЕТОДЫ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ЭФФЕКТИВНЫХ УПРУГИХ ПОСТОЯННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ**

Одной из наиболее актуальных областей исследования свойств структурно-неоднородных материалов является проблема расчетного прогнозирования эффективных упругих постоянных на основании известных физико-механических свойств компонентов, концентрации и вида компоновки армирующей фракции.

Проведение исследований в области нелинейного деформирования композитов стало возможным благодаря развитию теории деформирования сплошных сред в основополагающих работах В.В. Болотина, Г.А. Ванина, А.Н. Гузя, А.А. Ильюшина, А.И. Лурье, А.К. Малмейстера, В.В. Новожилова, В.А. Пальмова, Ю.Н. Работнова, Х.А. Рахматулина, Г.Н. Савина, Л.И. Седова, Л.А. Толоконникова, Т.Д. Шермергора, Адкинса, Грина, Кристенсена, Нолла, Трусделла, Хилла и др. В настоящее время в механике композиционных материалов существуют два основных направления: детерминированное и статистическое. В первом композит представляется в виде среды, обладающей некоторой регулярностью. Этот подход дает возможность применять точные аналитические либо численные методы решения соответствующих краевых за-



дач о напряженном состоянии в структуре исследуемой среды, в результате чего определяются ее эффективные характеристики. Во втором направлении распределение компонентов структуры композита носит случайный характер. Второе направление имеет большую реальную основу, в частности при исследовании композитов, содержащих дисперсные частицы, так как обеспечить их регулярное распределение в объеме не представляется возможным.

Впервые расчетное определение эффективных упругих постоянных поликристалла выполнено Фойгтом [149], использовавшим при построении модели предположение о постоянстве деформаций в структуре исследуемого тела. Затем Райли [150] предложил подход к решению этой задачи, в котором приняты постоянными напряжения. Очевидно, что обе гипотезы основаны на достаточно больших допущениях, которые в реальных композитах могут быть реализованы только в частных случаях деформирования. Однако использование подходов Фойгта и Рейса дает различные результаты, причем схема Фойгта дает верхнюю оценку, а схема Рейса — нижнюю, т. е. имеет место «вилка» в оценке значений эффективных постоянных композита.

В работе Хашина и Штрикмана [151], использовавших вариационный принцип для анализа неоднородного упругого тела, «вилка» Фойгта—Рейса существенно улучшена, что позволило уточнить верхнюю и нижнюю границы оценок значений эффективного модуля упругости стохастически армированного композита. Выражения Хашина—Штрикмана для верхней и нижней оценок эффективного модуля сдвига  $\mu^*$  и объемного модуля сжатия  $K^*$  композита записывают в виде [123, 151]

$$K_2 + \left[ \frac{C_2}{\left( \frac{1}{K_1 - K_2} + \frac{3(1 - C_1)}{3K_2 + 4\mu_2} \right)} \right] \leq K^* \leq K_1 + \left[ \frac{1 - C_1}{\frac{1}{K_2 - K_1} + \frac{3C_1}{3K_1 + 4\mu_2}} \right];$$

$$\mu_2 + \left[ \frac{C_1}{\frac{1}{\mu_1 - \mu_2} + \frac{6(K_2 + 2\mu_2)(1 - C_1)}{5\mu_2(3K_2 + 4\mu_2)}} \right] \leq \mu^* \leq \mu_1 + \left[ \frac{1 - C_1}{\frac{1}{\mu_2 - \mu_1} + \frac{6(K_1 + 2\mu_1)C_1}{5\mu_1(3K_1 + 4\mu_1)}} \right], \quad (3.6)$$

где  $K_2 < K_1$ ;  $C_1, C_2$  — объемные концентрации (индексами «1» и «2», как и выше, обозначены характеристики соответственно включения (алмаза) и матрицы (связки)).

Границы оценки эффективности модуля упругости композита вычисляются с помощью известного соотношения:

$$E^* = 9 K^* \mu^* / (3 K^* + \mu^*). \quad (3.7)$$

Если отношение упругих модулей компонентов невелико ( $E_1/E_2 < 3$ ), что имеет место, в частности, для КАМ, рассматриваемых в данной работе, то разница между верхней и нижней оценками эффективного модуля также невелика. Если в композите отсутствуют несплошности типа пор либо несовершенства в виде расслоений по границам взаимодействия фаз или трещины, что вносит существенные коррективы в модель среды, то оценка (3.7) обеспечивает прогнозирование эффективного модуля композита с достаточной для инженерного приложения точностью. Сужение «вилки», реализованное в подходе Хашина—Штрикмана, является следствием учета дополнительных требова-

ний, которым должны удовлетворять виртуальные деформации при использовании приближения однородного в фазе поля.

Новизной в вариационном методе является вычисление энергии взаимодействия. Кроме того, в этом подходе отсутствует ограничение на форму включений, следовательно, он может быть распространен и на микроизотропные композиты независимо от особенностей в элементах микроструктуры, флуктуациями деформаций в которых можно пренебречь. Для приближенного метода это является некоторым преимуществом, хотя при строгом подходе, очевидно, следует учитывать структуру материала.

В случае равенства модулей сдвига компонентов границы оценок Хашина—Штрикмана совпадают. Распространению этого подхода для оценки эффективного модуля упругости трехкомпонентного композита посвящена работа Фан-Тиена и Милтона [152]. В работах Кантора и Бергмана [153] уточнены границы «вилки» и проведен сравнительный анализ. Много исследований выполнено по разработке приближенных методов оценки эффективных характеристик композитов с регулярной и стохастической структурами, построение которых основано на принятии некоторых гипотез о характере распределения напряжений или деформаций в компонентах композита. В исследованиях Будинского [154], Хилла [155], Милтона [156] и других применяется метод самосогласования: анализ напряженно-деформированного состояния единичного сферического или эллипсоидального включения, помещенного в однородную среду (матрицу) с приведенными упругими свойствами всего композита. При этом на бесконечности задается однородное поле напряжений либо однородное поле деформаций. Используется тот факт, что возникающее при этом напряженно-деформированное состояние во включении также однородно [157]. Далее, учитывая формулы, связывающие напряжения во включении в матрице без включения и в матрице с включением, можно получать алгебраические уравнения искомых эффективных упругих постоянных композита. Аналогичный подход, но основанный на принципе введения эффективного поля деформаций, развит в работах С.К. Канауна [158].

Один из наиболее эффективных методов определения приведенных упругих свойств композитов с различными типами армирования, учитывающий взаимодействие компонентов в высоконаполненных композитах, предложен Г.А. Ваниным [159]. В основу развитой им теории положены принцип регуляризации структуры, допущение о ее однородном напряженном состоянии и строении вдоль ориентации волокон. Указанная теория распространяется на простые решетки, а также на структуры, в которых в одной ячейке содержится множество волокон в простых упаковках. Вследствие симметрии среды определение эффективных упругих постоянных сводится к решению плоской задачи теории упругости с применением методов теории функций комплексной переменной. В результате точного решения Г.А. Ваниным для композитов с дисперсными сферическими включениями выведено выражение для расчета эффективного модуля упругости:

$$E^* = E_2 \frac{1 + \frac{4C_1\mu_2}{3K_2} \frac{K_1 - K_2}{3K_1 + 4\mu_2} + \frac{2C_1}{3} \frac{(7 - 5\nu_2)(\mu_1 - \mu_2)}{(7 - 5\nu_2)\mu_2 + (8 - 10\nu_2)\mu_1}}{1 - \frac{C_1 E_2}{3K_2} \frac{K_1 - K_2}{3K_1 - 4\mu_2} - \frac{2\mu_1 E_2}{3\mu_2} \frac{(4 - 5\nu_2)(\mu_1 - \mu_2)}{(7 - 5\nu_2)\mu_2 + (8 - 10\nu_2)\mu_1}}, \quad (3.8)$$

а также для композитов с полыми сферическими включениями:

$$E^* = E_2 \frac{9K_2 + 4C_1\mu_2 L - 6c_1 K_2(7 - 5\nu_2)H}{9K_2 - C_1 E_2 L - 12C_1 K_2(1 + \nu_2)(4 - 5\nu_2)H},$$

где

$$H = \frac{(7 - 5\nu_2)[\mu_2 - (1 - q^3)\mu_1] + (8 - 10\nu_1)q^3\mu_2}{(8 - 10\nu_2)(7 - 5\nu_1)(1 - q^3)\mu_1 + (7 - 5\nu_2)[7 - 5\nu_1 + (8 - 10\nu_2)q^3]\mu_2},$$

$$L = 1 - \frac{1}{4} \frac{(4\mu_2 + 3K_1)[2(1 - 2\nu_1)q^3]}{(1 + \nu_1)[(1 - q^3)\mu_1 + q^3\mu_2] + 2(1 - 2\nu_1)\mu_2}, \quad q = \frac{\varepsilon}{R}. \quad (3.9)$$

Развитие Г.А. Ваниным теории композиционных материалов с совершенной структурой позволило распространить ее на модели структуры с межфазными и внутрифазными дефектами [160]. В частности, выражение для расчета эффективного модуля сдвига волокнистого композита, содержащего в  $n$  волокнах из  $N$  имеющихся межфазные одинаковые по размерам и ориентации трещины, имеет вид

$$\left. \begin{matrix} \mu_{12}^* \\ \mu_{13}^* \end{matrix} \right\} = \frac{[1 + C_1 + C_1^* + (1 - C_1)\mu_1\mu_2 + C_1^*\lambda_1]^2 - (C_1^*)^2\lambda_2^2}{(1 + \mu_2/\mu_1 \pm C_1^*\lambda^2 \cos 2\theta)^2 - (C_1 - C_1^* + C_1^*\lambda_1 - C_1\mu_2/\mu_1)^2 C_1^*\lambda_2^2 \sin^2 2\theta}, \quad (3.10)$$

где  $C_1^* = C_1 n/N$ ;  $\lambda_1 = -\cos \nu_0/2$ ;  $\lambda_2 = -(\sin \nu_0/2)/2$ ;  $\nu$  — угловая координата размера симметричной трещины на границе сопряжения волокно—матрица.

Г.А. Ванин показал, что увеличение концентрации трещин приводит к существенной анизотропии и изменению эффективных постоянных композита. Ориентирование трещин в компонентах оказывает значительно большее влияние на эффективные характеристики, чем способы упаковки волокон в структуре. Этот весьма важный факт является косвенным доказательством значительного перераспределения напряжений в структуре композита, вызванного его дисперсным разрушением при деформировании. Г.А. Ваниным предложено также обобщение на модель неупорядоченной структуры. Разработка точных аналитических методов для регулярных структур композитов имеет большое значение для проверки достоверности приближенных методов, в которых степень приближения определяется положенными в их основу допущениями.

Исследования эффективных постоянных композиционных материалов с регулярной структурой выполнены в работах В.Т. Головчана [161], А.С. Космодамианского [162], Б.Е. Победри [127] и др. Однако практически нет работ, за исключением [163], посвященных решению пространственной задачи для сферических частиц, расположенных в троякопериодической системе (кубическая решетка — частный случай). Очевидно, это обусловлено значительными математическими сложностями, связанными с решением пространственной задачи теории упругости. В работах В.И. Куца [163—168] троякопериодическая краевая задача сводится к рассмотрению выделенного характерного слоя, содержащего двухмерную систему включений. Решение для такого слоя является двоякопериодическим, и его ищут в виде ряда двоя-

копериодических решений уравнения Лапласа, которые при выполнении условий сопряжения решений на границе сопряжения компонентов сводятся к бесконечной системе линейных алгебраических уравнений. Предложенный метод обеспечивает эффективную численную реализацию. Есть также несколько работ по приближенному решению задачи о вычислении эффективных упругих модулей для материала с ортогональной, кубической и границентрированной системами эллипсоидальных полостей или включений. Строгому решению периодической пространственной краевой задачи теории упругости для троякопериодической системы сферических включений посвящена только одна работа В. И. Куца [163].

В работах А.Н. Гузя определены эффективные свойства слоистых композитов, слои которых находятся в состоянии однородной начальной деформации [169, 170]. Исследованию упругопластического деформирования волокнистых композитов посвящены работы Ю.Н. Работнова [171], С.Т. Милейко [172], А.Ф. Крегерса [173], Ю.Г. Мелбардиса [174], Хилла [155] и др. Упругопластическое поведение композитов с пластической матрицей исследовано С.Т. Милейко, Н.М. Сорокиным, Е.Г. Голофастом [175].

Значительный вклад в механику деформирования композиционных материалов внесен А.К. Малмейстером, В.П. Тамужем, Г.А. Тетерсом [176], А.М. Скурдой [177]. А.Ф. Крегерс и Ю.Г. Мелбардис методом осреднения жесткостей получили эффективные характеристики пространственно армированных композитов. Этот метод использован ими при исследовании волокнистых композитов, а также для пространственно армированных композитов с упругопластической матрицей [173].

В данной монографии исследуются и анализируются закономерности изменения приведенных свойств композиционных материалов, содержащих дисперсные частицы. Структура рассматриваемого класса композиционных материалов формируется различными способами, в том числе методами порошковой металлургии, которые, как правило, не обеспечивают образования композиции с регулярной структурой. В этих композитах частицы распределены стохастически, поэтому методы расчета эффективных упругих характеристик, рассмотренные выше, можно распространить на эти материалы с учетом условности модели по сравнению с реальной структурой.

Методы расчета эффективных постоянных неоднородных сред, учитывающих статистический характер распределения дисперсных частиц, представляют особый интерес. Статистическим методам уделяется большое внимание в работах отечественных и зарубежных исследователей, так как они открывают принципиально новые возможности анализа структурного состояния и прогнозирования эффективных характеристик стохастически неоднородных композитов. Основные теоретические принципы решения этой сложной проблемы изложены в работах В.А. Ломакина [124], разработавшего теорию решения статистически нелинейных краевых задач методом линеаризации по малому параметру и представившего решения в виде статистических характеристик поля упругих модулей. Особо интенсивное развитие теории деформирования стохастически неоднородных сред получила в работах В.В. Болотина [178], Б.П. Маслова [179—181], А.Г. Фокина и Т.Д. Шермергора [182, 183], Помпе [184], в которых разработаны методы решения задач для стохастически неоднородных сред с большими флуктуациями свойств компонентов.

Значительно возросший за последнее время интерес к механике деформирования композиционных материалов обусловил необходимость обобщения результатов исследований в указанной области, что эффективно сделано в работах Г.А. Ванина [121, 159, 160], С.Д. Волкова [185], А.Н. Гузя [169, 170], А.К. Малмейстера [176], Б.Е. Победри [127], В.П. Тамужа и Т.А. Тетерса [186], Т.Д. Шермергора [183], Б.П. Маслова [179—181], Браутмана и Крока [123, 128], Кристенсена [187].

Наряду с точными методами механики деформирования неоднородных сред, содержащих дисперсные частицы, развивались и приближенные методы, имеющие практическое значение для инженерных оценок на стадии проектирования структур композиционных материалов. Так, в работах Исаи [188] и Браутмана [123] на основании приближенных решений выведены аппроксимационные выражения, описывающие зависимость эффективного модуля упругости композита с дисперсными частицами от концентрации дисперсной фазы. В частности, Исаи [188] получено выражение

$$E^* = E_2 \left[ 1 - \frac{C_1}{\frac{m}{m-1} - C_1^{2/3}} \right], \quad (3.11)$$

где  $m = E_1/E_2$ .

Выражение (3.11) достаточно хорошо описывает изменение  $E^*$  даже при больших значениях  $E$ . Сравнение расчетных величин для системы композиционных материалов стекло 30 +  $Al_2O_3$  с экспериментальными данными на реальных композитах показало их хорошее соответствие. Следует обратить внимание на то, что выражение (3.11) не зависит от размера частиц дисперсной фазы. Эта особенность имеет место практически во всех статистических решениях и тем более в приближенных, в которых варьируется только значение объемной концентрации дисперсной фазы, а не ее геометрия. Экспериментальные работы Биннса [189], проведенные на композитах с различным размером дисперсных частиц, также показали независимость  $E^*$  от их размера, на основании чего можно полагать, что указанная в теории особенность не противоречит реальной ситуации.

Обратим особое внимание на то, что термоупругое несоответствие компонентов порождает остаточные температурные напряжения в структуре, которые при определенных условиях приводят к растрескиванию матрицы, образованию трещин на поверхности раздела фаз либо к разрушению самих частиц.

В работах Г.А. Ванина убедительно доказано, что образование подобных дефектов как на стадии формирования композита, так и при его деформировании существенно снижает его эффективный модуль упругости [121]. Тот факт, что увеличение концентрации трещин в теле снижает его модуль упругости, известен и давно исследован Будинским и О'Коннелом [154], а также Гроссом [190]. Ими исследовано влияние концентрации трещин на изменение модуля упругости однородного и изотропного тела. Так, для двоякопериодической системы трещин длиной  $2a$ , распределенных в однородном теле, Гросс [190] для расчета эффективного модуля вывел выражение

$$E^* = E_2 \left( 1 + \frac{4a}{x\pi} \operatorname{tg} \frac{a}{x} \pi \right)^{-1}, \quad (3.12)$$

где  $x$  — период между трещинами. Для стохастически распределенных в твердом теле трещин Будинским получено выражение вида

$$E^* = E_2 \left[ 1 - \frac{16}{45} (1 + \nu^*) (5 - 4\nu^*) \xi \right],$$

где

$$\xi = \frac{45}{8} \frac{\nu_2 - \nu^*}{(1 + \nu^*) [10\nu_2 - \nu^*(1 + 8\nu_2)]} \quad (3.13)$$

— параметр, определяющий приведенную площадь поверхности, которая образована эллиптическими трещинами, находящимися в единице объема тела,  $\xi = N \cdot ab^2 / 2$ .

Вследствие технологических особенностей формирования структуры композита практически невозможно избежать образования несплошностей типа пор или трещин. Их наличие в объеме композита оказывает значительно большее влияние на его жесткость, чем способ упаковки армирующей фазы. Особенно заметно это проявляется при объемной концентрации включений  $C_1 \geq 0,3$ . Приведенные данные Будинского и Гросса подтверждают необходимость обязательного учета наличия несплошностей в композите. В развитие работы [139] Исаи и Коэном [188] предложена формула для расчета эффективного модуля упругости композита, в котором содержатся поры ( $C_0$  — объемное содержание пор):

$$E^* = E_2 (1 - C_0^{2/3}) \left[ 1 + \frac{C_1}{\frac{m}{m + C_0^{2/3}} - 1 - C_1^{1/3}} \right]. \quad (3.14)$$

При отсутствии пор ( $C_0 = 0$ ) формула (3.14) сводится к выражению (3.11) для бездефектной структуры.

Таким образом, с помощью разработанных теоретических основ и реализующих их методов можно прогнозировать эффективные упругие постоянные композитов, содержащих дисперсные частицы, в широком диапазоне соотношения упругих модулей компонентов с регулярной или стохастической системой упаковки. В приведенных расчетных методах учтена возможность образования дефектов на границах сопряжения фаз или в матрице, а также наличие полостей в самих сферических частицах. Однако остается нерешенной проблема влияния на жесткость композиции трещин, образующихся во включениях в процессе формирования структуры либо в результате совместного воздействия температурных напряжений, остаточных и прикладываемых извне в процессе деформирования композита.

### 3.4.1. Влияние состава и дефектности структуры КАМ на изменение эффективного модуля упругости

Проблема теоретического определения упругих и теплофизических постоянных композитов различных типов считается классической не только по уровню ее проработки, но и из-за внимания, которое ей традиционно уделяется

при моделировании композитов. При этом к эффективному модулю упругости композита относятся не только как к величине, имеющей самостоятельное значение, необходимой для использования при анализе напряженного состояния в элементах конструкций, но и как к величине, весьма чувствительной к изменению параметров и совершенству структуры и, следовательно, как к критерию адекватности принятой к рассмотрению модели исследуемой среды.

Для расчетного определения эффективного модуля упругости двухкомпонентного композита, содержащего твердые дисперсные частицы, каким является КАМ, могут быть использованы многие теоретические подходы, изложенные в предыдущем параграфе. Однако большинство из них весьма приближенные, а известные точные методы распространяются на регулярные структуры [121, 161].

Наиболее приемлемым в данном случае можно считать подход, развитый в работах Б.П. Маслова [169—171], в котором упругие постоянные композита, содержащего стохастически распределенные дисперсные частицы в форме эллипсоидов вращения, рассчитываются на основании таких основополагающих соотношений [196]:

$$\begin{aligned} K_0^* &= \langle K \rangle + C_1 C_2 K_3^2 P (1 + C_1 K_3 P)^{-1}, \\ \mu_0^* &= \langle \mu \rangle + C_1 C_2 \mu_3^2 Q (1 + C_1 \mu_3 Q)^{-1}, \\ \beta_0^* &= \langle \beta \rangle + K_3^{-1} \beta_3 (K_0^* - \langle K \rangle), \end{aligned} \quad (3.15)$$

где

$$\begin{aligned} \langle K \rangle &= C_1 K_1 + C_2 K_2; & \langle \mu \rangle &= C_1 \mu_1 + C_2 \mu_2; & \langle \beta \rangle &= C_1 \beta_1 + C_2 \beta_2; \\ K_3 &= K_1 - K_2; & \mu_3 &= \mu_1 - \mu_2; & \beta_3 &= \beta_1 - \beta_2; & P &= 2(z_1 + z_3) + z_4; \\ Q &= \frac{2}{15} [z_3 - 2(z_1 - z_4) + 3(z_2 + z_5)]; & \delta_1 &= 2bm (aj_3 + bj_2)^{-1}; \\ z_1 &= \Delta^{-1} [l m j_1 j_2 + a(\lambda_1 + 2m)j_3]; & \delta_2 &= 2bm [b(1 + j_1) - 4aj_3]^{-1}; \\ z_2 &= -(m_1 + \delta_1)^{-1}; & z_3 &= -(2\Delta)^{-1} [(\lambda_1 + 2\mu_1)aj_3 + m(bj_2 + b_1 j_1 j_2)]; \\ z_4 &= \Delta^{-1} [m a j_1^2 - (\lambda_1 + \mu_1 + m)(aj_3 + m j_1)]; & z_5 &= -(m_1 + \delta_2)^{-1}; \\ \Delta &= mb(m + \lambda_1 + \mu_1 + m_1 j_1) + 3m_1 [a(b + n_1)j_3 + m n_1 j_1 j_2]; \\ a &= l + m; & b &= l + 2m; & a_1 &= l_1 + m_1; & b_1 &= l_1 + 2m_1; & l_1 &= \lambda_1 - l; \\ m_1 &= \mu_1 - m; & n_1 &= K_1 - n; & n &= K_1 K_2 (C_1 K_2 + C_2 K_1)^{-1}; \\ m &= \mu_1 \mu_2 (C_1 \mu_2 + C_2 \mu_1)^{-1}; & l &= n - \frac{2}{3} m; & \lambda_1 &= K_1 - \frac{2}{3} \mu_1; \\ j_1 &= \frac{1 - H}{1 - k^2}; & j_2 &= 1 - j_1; & j_3 &= \frac{1}{2(1 - k^2)^2} [(1 + 2k^2)H - 3k^2]; \\ H &= -\frac{k}{\sqrt{k^2 - 1}} \ln(k - \sqrt{k^2 - 1}). \end{aligned} \quad (3.16)$$

Здесь  $k$  — отношение полуосей эллипсоида.

Отметим, что на первом этапе построения модельных представлений среда композита принимается совершенной, т. е. трещины или полости в компонентах структуры отсутствуют.

Модуль Юнга композита  $E_0$ , коэффициент Пуассона  $\nu_0$  и коэффициент линейного температурного расширения  $\alpha_0$  связаны с постоянными (3.15) соотношениями

$$E_0^* = 9K_0^*\mu_0^*(3K_0^* + \mu_0^*)^{-1}; \quad \nu_0^* = \frac{E_0^*}{2\mu_0^*} - 1; \quad \alpha_0^* = \beta_0^*(3K_0^*)^{-1}. \quad (3.17)$$

Если форма зерен алмаза близка к сферической ( $k \rightarrow 1$ ), то выражения (3.17) заметно упрощаются:

$$P = -\left(\frac{4}{3}m + K_1\right)^{-1}; \quad Q = -\left[\frac{m(9n + 8m)}{6(n + 2m)} + \mu_1\right]^{-1}. \quad (3.18)$$

Тогда на основании формул (3.14) и (3.16) после соответствующих преобразований получаем выражения

$$K_0^* = \langle K \rangle - C_1 C_2 K_3^2 \left( C_1 K_2 + C_2 K_1 + \frac{4}{3}m \right)^{-1};$$

$$\mu_0^* = \langle \mu \rangle - C_1 C_2 \mu_3^2 (C_1 \mu_2 + C_2 \mu_1 + R)^{-1}; \quad R = \frac{m(9n + 8m)}{6(n + 2m)}. \quad (3.19)$$

С использованием выражений (3.15), (3.16) рассчитаны зависимости эффективного модуля упругости  $E_0$  идеализированных алмазосодержащих композитов с различными матрицами в диапазоне изменения модуля упругости матрицы  $50 < E_2 < 1050$  ГПа, что соответствует упругим свойствам материалов от боросиликатного стекла до алмаза. В расчетах использованы характеристики физико-механических свойств компонентов исследуемых композитов, определенные автором, а также заимствованные из литературных источников (табл. 3.3). Результаты расчетов приведены на рис. 3.15.

Из полученных выражений следует, что для композитов, модуль упругости матрицы которых незначительно отличается от модуля упругости алмаза ( $0,6 \leq E_2/E_1 \leq 1$ ), зависимость эффективного модуля упругости композита

мало отличается от линейной. Вследствие этого для инженерной оценки эффективного модуля упругости можно применять тривиальное «правило смеси». С уменьшением модуля упругости матричного материала в характере полученных зависимостей  $E_0$  начинает

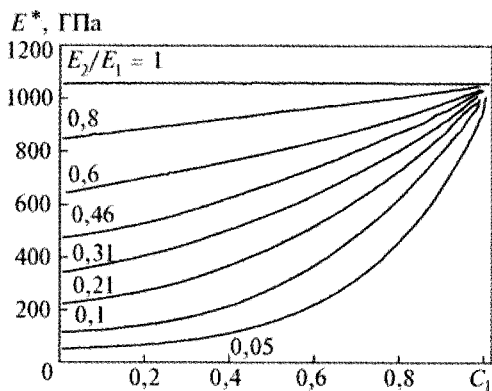


Рис. 3.15. Зависимость эффективного модуля упругости композита от объемной концентрации дисперсных частиц и отношения модулей упругости компонентов



Таблица 3.3. Значения  $E_0^*/E_2$  КАМ типа «Славутич» без учета растрескивания зерен алмаза в объеме композита

$C_1$	Точное решение [163]	Расчет по формулам (3.15)	По «модифицированному правилу смеси» (3.25)
0,100	1,043	1,051	1,064
0,187	—	1,100	1,120
0,200	1,091	1,104	1,130
0,250	—	1,132	1,160
0,300	1,147	1,162	1,192
0,312	—	1,166	1,200
0,375	—	1,207	1,240
0,400	1,208	1,222	1,256
0,437	—	1,243	1,280
0,500	1,275	1,284	1,320

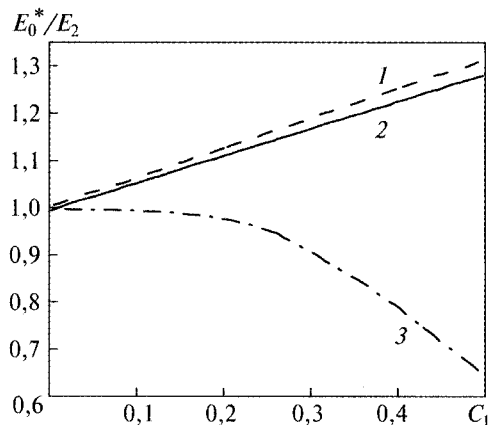
проявляться нелинейность и использование «правила смеси» дает значительную погрешность, исключая его практическое применение. Результаты расчетов хорошо согласуются с известными данными о влиянии соотношений модулей упругости компонентов композитов с дисперсными частицами [121, 161].

Проанализируем более детально изменение  $E_0$  на примере КАМ с матрицей из твердого вольфрамокобальтового сплава ВК6 ( $E_2 = 635$  ГПа,  $\nu_2 = 0,22$ ) (см. табл. 3.2), содержащего зерна природного алмаза зернистостью 400/315 («Славутич»). Следуя описанному выше алгоритму, рассчитываем для такого композита за-

висимость  $E_0^*/E_2$  от объемного содержания зерен алмаза. При этом используем допущение, что зерна алмазов имеют сферическую форму ( $k = 1$ ). Кривая 2 на рис. 3.16 (см. табл. 3.3), рассчитанная по формулам теории упругости стохастически неоднородных сред (3.15)–(3.19), показывает, что с увеличением объемного содержания алмаза до  $C_1 = 0,5$  его эффективный модуль упругости  $E_0^*$  должен увеличиваться по сравнению с модулем упругости матрицы в 1,28 раза. При этом значения  $E_0^*$ , рассчитанные по «модифицированному правилу смеси» (см. (3.25)), имеют максимальное превышение над значениями, полученными по формулам (3.15) — всего 2,6 %, а  $E_0^*$ , рассчитанные точным методом [55, 163] для композита, в котором зерна алмаза расположены в узлах кубической решетки, меньше их на 1,3 % (см. табл. 3.3). На основании сравнения полученных значений  $E_0^*$  для КАМ типа «Славутич» с идеализированной структурой, рассчитанных тремя способами, делаем вывод, что для инженерных оценок их можно считать равноценными (см. рис. 3.16).

Достоверность расчетных значений  $E_0^*$  исследуемых типов КАМ проверялась экспериментально резонансным методом (результаты приведены в главе 5).

Рис. 3.16. Расчетные и экспериментальные значения модуля упругости КАМ (А 400/315 + ВК6) при различной степени повреждения зерен алмаза: 1 — расчет по «модифицированному правилу смеси» (3.25),  $K = 0$ ; 2 — расчет по формулам (3.15),  $K = 0$ ; 3 — расчет по формуле (3.24),  $K = 1$



Поскольку зерна алмаза равномерно распределены по объему, а плоскости спайности кристаллов хаотически ориентированы, исследуемые композиты можно вполне считать макроизотропными. Объемная концентрация природных или синтетических алмазов (различных марок) в композитах варьировалась в диапазоне  $0 \leq C_1 \leq 0,437$ . Результаты расчетов приведены на рис. 3.16. Вопреки ожидаемому увеличению значений  $E^*$  КАМ с возрастанием объемной концентрации алмазов в эксперименте наблюдается незначительное увеличение в диапазоне  $0 \leq C_1 \leq 0,2$  с последующим снижением до уровня ниже модуля упругости матрицы. Какова же причина столь существенного отличия экспериментальных данных от расчетных?

В работах Г.А. Ванина [121], Браутмана и Ленга [123], Исаи и Коэна [188], Фудзии и Дзако [130] отмечено, что снижение эффективного модуля упругости композита при увеличении объемной концентрации дисперсной фазы (с большим модулем упругости, чем у матрицы) возможно при наличии несовершенства структуры композита в виде несплошностей, отслаивания частиц либо полостей в самих частицах. Аналогичное уменьшение модуля упругости происходит и при увеличении плотности пор и микротрещин [154, 188, 192]. Таким образом, на основании сравнения расчетных и экспериментальных данных приходим к выводу, что принятая идеализированная модель структуры КАМ в виде двухкомпонентной среды, содержащей стохастически распределенные твердые частицы, не отражает реального состояния композита, так как погрешность достигает 30 %, что неприемлемо в инженерной практике. В области создания и исследования новых композитов интенсивно ведутся работы, направленные на установление закономерностей влияния на значения эффективного модуля упругих несовершенств различного рода или дефектности структуры на изменение физико-механических характеристик этого класса материалов.

Работы Г.А. Ванина [121], В.П. Тамужа [193], П.М. Витвицкого, С.Ю. Попины [194], Будинского, О'Коннелла [154], Гросса [190] посвящены анализу влияния распределенных регулярно или стохастически несплошностей либо трещиноподобных дефектов, а также расслаивания компонентов композита по границам сопряжения на изменение физико-механических свойств исследуемых сред. В них рассмотрены наиболее общие случаи и подходы, которые можно использовать для описания структуры композитов, армированных волокнами, стержнями или дисперсными частицами. Известны также решения для частных случаев, такие как армирова-

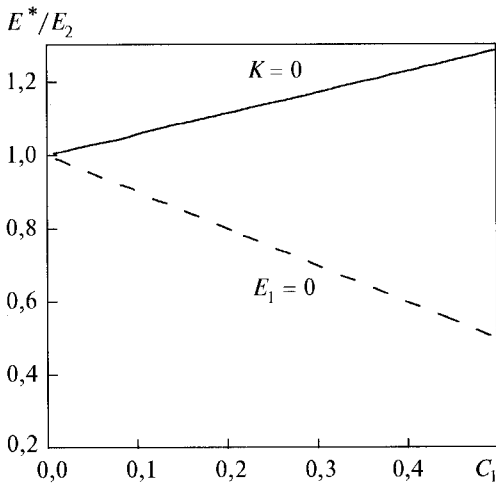


Рис. 3.17. Расчетные и экспериментальные значения эффективного модуля упругости КАМ типа твесал (АС82Т 315/250;  $d = 0,282$  мм,  $T = 293$  К)

ние полыми шарами [130] или поры в двухкомпонентном композите с дисперсными частицами [191, 192], которые приводят к снижению эффективного модуля упругости композита. Подтверждением этого предположения может служить зависимость модуля упругости матричного твердого сплава ВК6 от объемного содержания пор. Зависимость модуля упругости твердого тела можно определить, приняв в формулах (3.15) и (3.16)  $K_1 = 0$ . В результате имеем  $m = m_1 = n = n_1 = 0$ ,  $l = l_1 = \lambda_1 = b = \delta_1 = 0$  и соответственно  $z_1 = z_2 = z_4 = 0$ . Подставляя эти условия в (3.15) и (3.16), получаем  $K^* = C_2 K_2$ , а в обозначениях для КАМ это выражение имеет вид  $K^* = (1 - C_1) K_2$  или  $E^* = (1 - C_1) E_2$ . График полученной зависимости приведен на рис. 3.17. Сравнение его с  $E^*$  для КАМ, рассчитанных без учета дефектности структуры, убедительно показывает, что именно наличие несплошностей, в данном случае пор, уменьшает эффективный модуль упругости твердого тела.

На основании анализа состояния компонентов структуры, выполненного в главе 2, можно сделать вывод о том, что уровень остаточной пористости в матричном твердом сплаве (до 1 %) не может столь существенно снижать  $E^*$ , как это следует из эксперимента. Согласно данным Г.А. Ванина [121], Браутмана и Ленга [123], причиной такого снижения могут быть несплошности (трещины) по границам взаимодействия компонентов композитов. Но это обстоятельство практически исключается для КАМ типа «Славутич», твесал и со стеклоподобной матрицей, в которых, как показано в главе 2, происходит адгезионное взаимодействие по границе алмаз—матрица, а также действуют остаточные сжимающие радиальные напряжения. Таким образом, остается единственный компонент композита, в котором возможны несплошности — это зерна алмазов. Следовательно, растрескивание зерен алмаза от внутренних температурных и контактных напряжений, происходящее при спекании композита, названное выше степенью повреждения дисперсной фазы, и является фактором, влияющим на снижение эффективного модуля упругости КАМ. Установлено, что в объеме спеченного композита зерна алмаза растрескивались с преимущественным распространением трещины в плоскости спайности кристалла  $\langle 111 \rangle$ .

В работе [154] теоретически исследовано влияние плотности и размеров дисковых трещин, распределенных равномерно, но хаотически ориентированных в упругом однородном твердом теле, на изменение его упругих постоянных. В качестве параметра «дефектности» введена величина [154]

$$\varepsilon^* = \frac{\pi^2}{30} (1 + \nu^*) (5 - 4\nu^*) \xi, \quad (3.20)$$

где  $\xi = \frac{N}{\pi} \left\langle \frac{S^2}{P} \right\rangle$ ;  $N$  — число трещин в единице объема;  $S$ ,  $P$  — площадь и периметр трещины.

Полагая, что КАМ макрооднороден, используем подход, аналогичный изложенному к определению параметра, и распространим его на КАМ, придавая его содержанию несколько иную трактовку. Пусть  $\xi$  определяется как отношение площади поверхности дисковых трещин к их периметру в единице объема тела:

$$\xi = 2NK \langle A^2/P \rangle, \quad (3.21)$$

где  $N$  — число зерен алмаза в единице объема,  $N = m^{3/2}$ ;  $S$  — площадь диаметральной трещины в зерне;  $P$  — ее периметр для зерен с «приведенным диаметром»  $d$ . При этом величина  $NK$  устанавливает плотность зерен алмаза с трещинами в единице объема КАМ. Тогда

$$\xi = \pi N r \bar{d}^3 / 8. \quad (3.22)$$

Подставляя (3.22) в (3.20), получаем выражение для вычисления параметра дефектности КАМ:

$$\varepsilon^* = \frac{\pi^3}{240} NK(\bar{d})^3(1 + \nu^*)(5 - 4\nu^*). \quad (3.23)$$

Таким образом, выражение для расчета эффективного модуля упругости композита, содержащего твердые дисперсные частицы с трещинами, можно записать в виде

$$E^* = (1 - \varepsilon^*)E_0^*, \quad (3.24)$$

где  $E_0^*$  — эффективный модуль упругости бездефектного композита (3.17).

Если отношение  $E_1/E_2$  находится в диапазоне  $1 \leq E_1/E_2 \leq 2,6$ , то при  $0 \leq C_1 \leq 0,4$  для инженерных оценок  $E^*$  можно использовать «правило смеси», которое в модифицированном виде записывается так:

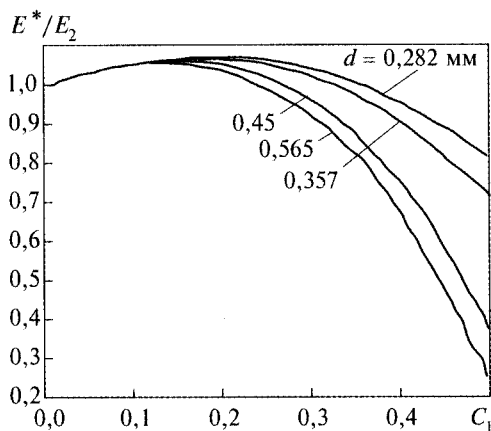
$$E^* = (1 - \varepsilon^*) [E_2 + (E_1 - E_2)C_1] \quad (3.25)$$

или

$$E^* = \left[ 1 - \frac{\pi^3}{240} NK(\bar{d})^3(1 + \nu^*)(5 - 4\nu^*) \right] [E_2^* + (E_1 - E_2)C_1].$$

Учитывая, что значения  $K = f(C_1, d)$  описываются полиномами (2.1) для каждой марки алмаза, рассчитаны значения  $E^*$  для «Славутича» А 400/315 (рис. 3.18, табл. 3.4) и твесала АС 82 Т 315/250 (см. рис. 3.16, табл. 3.5).

Из рис. 3.17 и 3.18 видно, что с увеличением содержания в КАМ алмазов



$E^*$  незначительно возрастает относительно  $E_2$ , причём максимум этих функций находится в интервале  $0 \leq C_1 \leq 0,2$ , а затем (для  $C_1 \geq 0,2$ )  $E^*$  быстро снижается ниже уровня  $E_2$ . Увеличение функции в интервале  $0 \leq C_1 \leq 0,2$  обусловлено повышением модуля объемного сжатия вследствие увеличения концентрации дисперсной

Рис. 3.18. Расчетные значения изменения эффективного модуля упругости КАМ типа «Славутич» (А 400/315) с алмазами различной зернистости

### 3.4. Методы прогнозирования эффективных упругих постоянных КАМ

Таблица 3.4. Расчетные значения  $E^*/E_2$  для КАМ типа «Славутич»

$C_1$	Расчет		
	по (3.23)	по (3.24)	по «модифицированному правилу смеси» (3.25)
0,100	0,009	1,042	1,054
0,187	0,046	1,048	1,068
0,200	0,052	1,047	1,071
0,250	0,090	1,030	1,056
0,300	0,140	0,998	1,025
0,312	0,151	0,989	1,019
0,375	0,245	0,911	0,936
0,400	0,276	0,882	0,909
0,437	0,344	0,816	0,840
0,500	0,459	0,692	0,714

Таблица 3.5. Расчетные значения  $E^*/E_2$  для КАМ типа твесал

$C_1$	Расчет		
	по (3.23)	по (3.24)	по «модифицированному правилу смеси» (3.25)
0,062	0,029	1,017	1,000
0,100	0,047	1,024	1,014
0,187	0,069	1,026	1,042
0,200	0,074	1,023	1,046
0,250	0,107	1,012	1,035
0,300	0,146	0,993	1,018
0,312	0,152	0,982	1,018
0,375	0,228	0,933	0,957
0,400	0,243	0,926	0,951
0,437	0,326	0,886	0,862
0,500	0,373	0,806	0,827

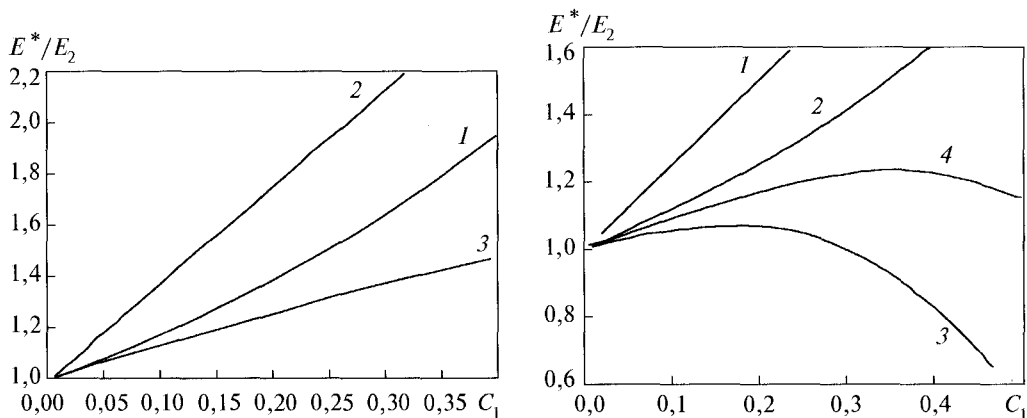
фазы с большим модулем упругости, и содержащиеся в них трещины, количество которых пока невелико, не компенсируют это естественное увеличение. Однако последующее снижение  $E^*$  обусловлено увеличением плотности трещин в объеме композита. Это подтверждается не только соответствием экспериментальных данных, но и расчетными зависимостями  $E^* = E_0^*$ , полученными для идеализированной структуры КАМ в предположении, что все зерна целы ( $K = 0$ ) для всех без исключения типов марки АС50 зернистостью 315/250 (температура спекания 720...810 К). Исследование изломов образцов показало, что практически все алмазы после спекания остаются неповрежденными, т. е. в этом случае показатель степени повреждения алмазов  $K = 0$ .

Следовательно, структура рассматриваемого типа КАМ близка к совершенной, и для расчета эффективных упругих постоянных можно использовать выражения (3.15)—(3.17). Полученная зависимость приведена на рис. 3.19 (кривая 1). Предположив, что в этом композите зерна алмазов повреждаются так же, как и в твесале, т. е.  $K = f(C_1, d) \neq 0$ , рассчитали зависимость  $E^*/E_2$  от  $C_1$  для композита с дефектной структурой (кривая 2). Определены также зависимости  $E^*/E_2$  от  $C_1$  для КАМ с различной зернистостью алмазов (см. рис. 3.18):  $0,282 < d < 0,565$  мм, что соответствует диапазону фракций от 315/250 (0,282 мм) до 630/500 мкм (0,565 мм).

Зависимость  $E^*$  от  $C_1$  для композита с предполагаемой дефектной структурой значительно ниже, чем для бездефектного КАМ, и экспериментальные значения  $E^*$  подтверждают правильность выдвинутого предположения. Выше отмечено, что при  $1 < E_1/E_2 < 2,6$  для приближенных оценок  $E^*$  можно использовать «модифицированное правило смеси» (3.25), но для  $E_1/E_2 > 2,6$  эта оценка дает бóльшую погрешность. На рис. 3.19 показана кривая 3, рассчитанная по «модифицированному правилу смеси», при этом ее сравнение с зависимостью, получаемой точным решением (3.15)—(3.17) для  $E_1/E_2 = 4,88$ , свидетельствует о невозможности ее использования, так как в этом случае погрешность превышает 30 %.

На снижение значений  $E^*$  влияет также вид дефектности. В частности, в КАМ с медьсодержащей матрицей (ВК6 + Cu + релит:  $E_2 = 297$  ГПа,  $\nu_2 = 0,25$ ;  $\alpha_2 = 10 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ), для которых адгезионное взаимодействие между алмазом и матрицей отсутствует, алмазы отслаиваются от матрицы. В этом случае традиционный расчет  $E^*$  с учетом степени повреждения алмазов в виде растрескивания дает завышенные значения (рис. 3.20, кривая 4). Если при расчете параметра повреждения  $\xi$  по формуле (3.21) принять, что свободная поверхность представляет собой несплошность в виде полусферической трещины (по границе сопряжения), то ее площадь поверхности соответственно возрастает в 2 раза по сравнению с площадью дисковой трещины (при  $d = \text{const}$ ). Кривая изменения  $E^*$  (см. рис. 3.20, кривая 3), рассчитанная с учетом  $K = 1$ , хорошо коррелирует с данными экспериментов.

Описанный подход для случая отслаивания является не строгой, а всего лишь приближенной оценкой. Более точный метод для такого рода несплошностей изложен в работе [37]. Исследование точного метода теории стохастически-неоднородных сред, но без учета дефектности структуры композита (см. рис. 3.20, кривая 2) и тем более «правила смеси» (см. рис. 3.20, кривая 1), дает результаты, превышающие реальные данные в 1,5...1,8 раза. Как следует из рис. 3.20, кривые изменения  $E^*$  в зависимости от объемного содержания алмазов, построенные по результатам вычислений, хорошо коррелируют с экспериментальными данными. Поэтому принятые допущения в предлагаемой модели КАМ полагаем справедливыми. Следовательно, разработанную методику расчета эффективного модуля упругости КАМ, учитывающую степень повреждения зерен алмаза, можно рекомендовать для практического применения.



**Рис. 3.19.** Зависимость эффективного модуля упругости КАМ со стеклоподобной матрицей (АС50 315/25 + стекло 30 +  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ): 1 — точный метод по (3.17),  $K = 0$ ; 2 — по «модифицированному правилу смеси» ( $E_1/E_2 = 9,64$ ); 3 — расчет с учетом повреждения алмазов

**Рис. 3.20.** Расчетные и экспериментальные значения эффективного модуля упругости КАМ с пропиткой медью (АС32 250/200 + ВК6 + Cu +  $\text{W}_2\text{C}$ ): 1 — по «модифицированному правилу смеси»; 2 — по теории стохастически неоднородных сред без учета повреждения структуры ( $K = 0$ ); 3 — то же, но с учетом повреждений ( $K = 1$ ); 4 — с использованием параметра повреждения, не учитывающего отслаивания алмазов

Построив расчетный алгоритм, обобщающий возможные комбинации свойств компонентов, не только регламентируемых диапазоном свойств КАМ, но и для других двухкомпонентных композитов, можно проанализировать изменение их приведенных свойств даже в ситуациях, которые в настоящее время не реализуются в реальной технологии. Так, рассчитана зависимость  $E^*$  от  $C_1$  в предположении, что все зерна алмаза в объеме композита растрескиваются ( $K = 1$ ) и отслаиваются в процессе спекания (см. рис. 3.20, кривая 3). Полученная зависимость расположена значительно ниже графика, построенного по экспериментальным данным, так как в реальных композитах растрескивание всех зерен не наблюдается. Из анализа результатов расчетов и эксперимента, приведенных на рис. 3.18—3.20, прослеживается тенденция увеличения  $E^*$  (при  $C_1 = \text{const}$ ) относительно  $E_2$  с уменьшением степени повреждения зерен алмаза  $K$ .

#### 3.4.2. Методика измерения упругих свойств КАМ

Измерение упругих свойств образцов КАМ и материалов связок осуществляется ультразвуковым методом в его низкочастотном (резонансном) варианте. В каждом исследуемом образце инициируются механические колебания определенной частоты, регистрируется относительная амплитуда этих колебаний и сравнивается с относительной амплитудой колебаний этого же образца на другой частоте. При возникновении резонанса относительная амплитуда таких колебаний резко возрастает по сравнению с амплитудой колебаний на частоте, которая отличается от резонансной. Резонансная частота вынужденных колебаний образца твердого тела, как правило, незначительно отличается от частоты собственных колебаний такого образца. Частота собственных колебаний образца зависит от его геометрии, массы, упругих свойств и формы колебаний, т. е. от характера деформаций, которым подвергается тело при таких колебаниях. Зная массу и геометрию образца, форму и частоту его колебаний, можно с высокой точностью определить упругие свойства материала, из которого этот образец изготовлен.

Таким образом, процесс измерения упругих свойств твердых тел резонансным методом сводится к определению частоты и формы их колебаний. Определить влияние формы образца на его колебание сложно, но для разных форм образцов такие зависимости установлены и используются в виде формул или табличных значений. В частности, они определены для образцов в форме дисков, цилиндров и стрежней призматического сечения. С помощью современных вычислительных методов можно получить такие зависимости для образца практически любой формы, однако польза от этих зависимостей часто невелика: собственные частоты, которые соответствуют разным формам колебаний, окажутся близкими, поэтому возникает проблема правильного выбора зависимости измеренной частоты и упругих свойств материала от формы образца.

На практике часто используют образцы указанных форм, т. е. в виде тонких дисков, цилиндров и стрежней. В автоматизированных установках иногда применяют прямоугольные пластины жестко фиксированной формы. Это существенно облегчает идентификацию форм колебаний образца, но суживает сферу применения установки и часто сильно удорожает (или вообще делает невозможным) изготовление соответствующего образца.

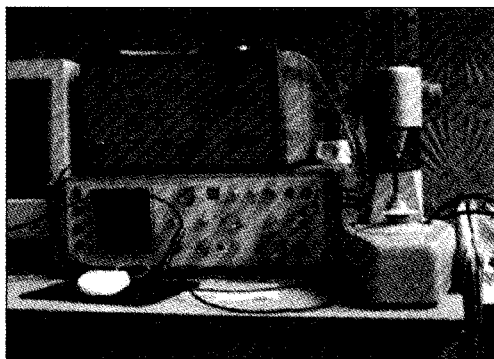


Рис. 3.21. Общий вид установки «Звук-107»

Если указана форма колебаний, то применяют двухиндексное обозначение, например для частоты  $f_{n,m}$ , где  $n$ ,  $m$  — число узловых кругов и узловых диаметров соответственно.

Для проведения измерений упругих свойств образцов металлов-растворителей использовали установку «Звук-107» (рис. 3.21) производства ВНИИАШ (РФ), дополненную устройствами высокоточного измерения частоты и системой управления процессом измерений. Функциональная схема установки показана на рис. 3.22.

Особенностью установок такого типа есть объединение устройств крепления образца с системой возбуждения в них колебаний и системой регистрации амплитуды последних. Образец закрепляется между двумя подпружиненными шаровыми опорами, которые конструктивно объединены с пьезопреобразователями, один из которых служит для создания механических колебаний в образце, а второй — для измерения их амплитуды. Резонанс определяется плавным изменением частоты нарушения образца и одновременной регистрации амплитуды его колебаний. Крепление образца осуществляется так, чтобы пьезопре-

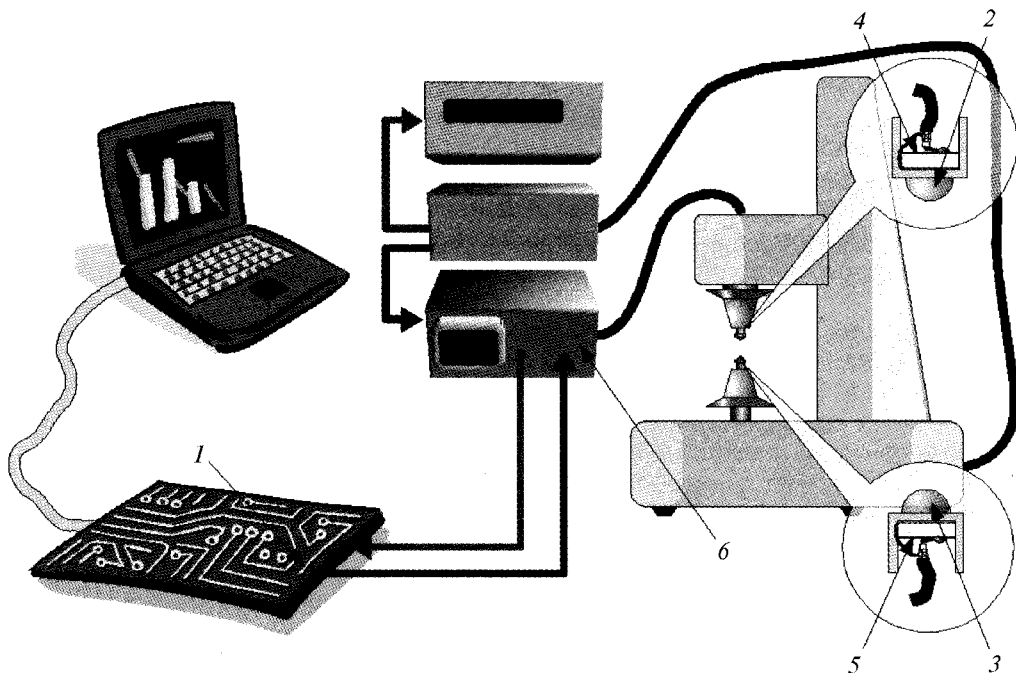


Рис. 3.22. Функциональная схема ультразвуковой установки измерения упругих свойств образцов металлов-растворителей: 1 — плата АЦП; 2, 3 — шаровые опоры; 4, 5 — пьезокерамические датчики; 6 — амплитудно-частотный анализатор



### 3.5. Эффективный коэффициент теплового расширения КАМ

образователи были расположены в области пучностей колебаний. В то же время для подтверждения правильности выбора форм колебаний образец может крепиться в узле определенного типа колебаний. Тогда отсутствие резонанса на определенной частоте при таком креплении свидетельствует о правильности определения формы колебаний. Образцы композитов изготавливали в виде призматических стержней размерами  $5 \times 5 \times 35$  мм. В процессе испытания определяли собственные частоты продольных  $f_{пр}$  и крутильных  $f_{кр}$  колебаний первой гармоники. Упругие постоянные вычисляли по формулам [195]

$$E = 4 \cdot 10^{-9} M f_{пр}^2 l^2 \rho; \quad \mu = 4 \cdot 10^{-9} M f_{кр}^2 l^2 \rho, \quad (3.26)$$

где  $l$  — длина образца;  $M$  — безразмерная постоянная.

### 3.4.3. Упругие свойства сплавов-растворителей

С использованием описанной методики были определены упругие характеристики сплавов-растворителей, образцы которых имели форму дисков с  $d = 13$  мм и толщиной 3 мм. Результаты измерений приведены в табл. 3.6.

Таблица 3.6. Обобщенные значения модулей упругости исследованных сплавов-растворителей

Тип сплава-растворителя	Плотность образца, г/см <sup>3</sup>	$E$ , ГПа	$G$ , ГПа	$\nu$
40Ni + 59,2Mn + 0,8 % Si	2,393	174,0	69,4	0,257
40Ni + 59Mn + 1 % Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	3,124	217,0	96,6	0,124
48Ni + 48Fe + 4Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	3,334	188,4	77,45	0,216
44Fe + 44Co + 12Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	3,290	245,5	245,5	0,297
26,4Fe + 61,6Co + 12Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	3,254	248,85	94,08	0,323
95Fe + 5Si	2,328	238,0	103,5	0,15
88Co + 12Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	3,714	250,3	106,4	0,176

## 3.5. ЭФФЕКТИВНЫЙ КОЭФФИЦИЕНТ ТЕПЛОГО РАСШИРЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

Анализ напряженного состояния в компонентах структуры КАМ различных типов и их предельного состояния проводится с учетом действия остаточных температурных напряжений, обусловленных термоупругим несоответствием компонентов. Для их количественного определения, кроме упругих постоянных компонентов композита  $K_i$ ,  $\mu_i$ , необходимо знать коэффициент температурного расширения  $\alpha^*$ . Кроме реализации поставленной в исследовании задачи определение  $\alpha^*$  имеет самостоятельное практическое значение, заключающееся в паспортизации материалов по теплофизическим свойствам, а также определении их зависимости от особенностей структуры КАМ.

Рассмотрим тепловое расширение двухкомпонентной среды, в которой отсутствуют связи между компонентами. В частном случае в качестве такой среды может быть пористое твердое тело. Тогда в формулах (3.15) полагаем  $K_1 = \beta_1 = 0$  и, следовательно, выражение, определяющее эффективную тепло-

вую постоянную композита  $\beta^*$  в (3.15), приобретает вид

$$\beta^* = C_2\beta_2 + (-K_2)^{-1}(-\beta_2)(C_2\beta_2 - C_2\beta_2). \quad (3.27)$$

Очевидно, что второй член этого уравнения равен нулю, следовательно,  $\beta^* = C_2\beta_2$ . Выше показано, что для пористой среды  $K^* = C_2K_2$ . Подставляя полученные выражения в (3.13), находим

$$\alpha^* = \beta_2/3K_2 = \alpha_2. \quad (3.28)$$

Отсюда следует, что эффективный коэффициент температурного расширения пористой среды не зависит от объемной концентрации пор и равен КТР матрицы:

$$\alpha^* = \alpha_2. \quad (3.29)$$

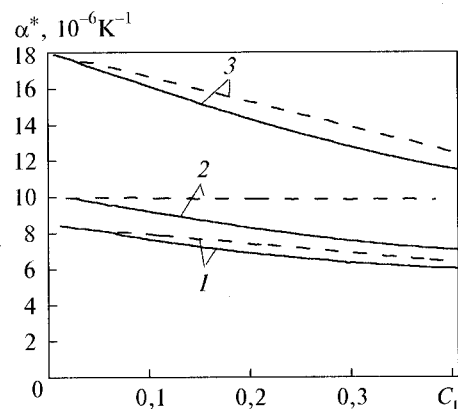
Таким образом, если эффективный коэффициент температурного расширения КАМ не зависит от объемной концентрации алмазов, как в случае с композитом с медьсодержащей матрицей (рис. 3.23), то между алмазами и матрицей отсутствует адгезия, поэтому КАМ этого типа при тепловом расширении ведет себя как пористая среда.

Нами рассмотрены две крайние ситуации для КАМ, когда адгезия между поверхностями контакта алмазов и матрицы есть и когда она полностью отсутствует. Для промежуточных ситуаций, т. е. когда связь между алмазом и матрицей обеспечена только на некоторой части площади поверхности взаимодействия компонентов композита, применяемая теория стохастически неоднородных сред или другие известные методы непригодны.

Расчетное прогнозирование эффективного коэффициента температурного расширения КАМ осуществлялось также с использованием математической теории стохастически неоднородных сред, кратко представленной в формулах (3.15)—(3.17). Расчетные зависимости  $\alpha^* = f(C_1)$  приведены на рис. 3.23 (сплошные кривые) [27, 196].

Полученные зависимости хорошо согласуются с экспериментальными данными, причем, чем меньше разница  $\Delta\alpha = \alpha_2 - \alpha_1$ , тем меньше полученная расчетная зависимость отличается от линейной, как следует из сравнения данных для «Славутича» и КАМ со стекло-керамической матрицей. Действительно, рассчитывая значения  $\alpha^*$  по «модифицированному правилу смеси»

$$\alpha^* = \alpha_2 - (\alpha_2 - \alpha_1)C_1, \quad (3.30)$$



для «Славутича» получаем отклонение от точного решения в пределах 5,8 %, а для КАМ со стекло-керамической матрицей оно достигает 6,9 %. Кроме того, расчетная кривая  $\alpha^*$  для КАМ с медьсодержащей твердосплавной матрицей существенно за-

**Рис. 3.23.** Расчетные и экспериментальные значения эффективного коэффициента температурного расширения: 1 — «Славутич», твесал; 2 — АС32 250/250 + ВК6 + Cu + релит; 3 — АС50 315/250 + стекло 30 + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; штриховые кривые рассчитаны по «модифицированному правилу смеси»

висит от концентрации алмазов, что противоречит эксперименту ( $\alpha^* = \text{const}$ ). Это указывает на необходимость обязательного учета условий связи фаз при численном определении  $\alpha^*$ , т. е. если на основании фрактографических исследований установлено, что адгезия между компонентами КАМ отсутствует, то в термоупругих расчетах следует принимать условие  $\alpha^* = \alpha_2$ . В противном случае это может привести к противоречивым результатам.

Таким образом, эффективным коэффициентом температурного расширения (КТР) можно управлять в широком диапазоне не только варьированием свойств матрицы  $\alpha_m = \alpha_2$ , но и изменяя условия связи между компонентами композита. Установлено, что исследуемая характеристика весьма чувствительна не только к составу композита, но и к особенностям его структурного состояния.

#### 3.5.1. Экспериментальное определение КТР композиционных алмазосодержащих материалов

Рассмотрим результаты исследования изменения эффективного коэффициента линейного температурного расширения КАМ с матрицами следующих типов: ВК6, ВК6 + Cu + релит-3, стекло 30 +  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Использовалась система термомеханического анализа ТМА 1090 (фирмы «DuPont», США) с кварцевым dilatометром. Суть метода определения КТР состоит в прямом измерении линейного расширения образца, который нагревается. Измерения проводили на термомеханическом анализаторе ТМА1090 с блоком ТМА 943 (дилатометром) (рис. 3.24). КТР определяли на специально изготовленных образцах со шлифованными торцевыми поверхностями.

Прибор ТМА 943 состоит из главного измеряющего устройства, включающего дифференциальный трансформатор, датчик перемещений, а также кварцевой трубки-держателя образца с термопарой, нагревателя и вспомогательных устройств. В процессе испытания измеряется изменение линейных размеров образца и соответствующая температура, которые регистрируются в числовой форме запоминающим устройством на магнитном диске и выводятся на двухкоординатный графопостроитель в виде дилатометрической кривой.

Узел нагревателя, снабженный термопарой из платинели, помещен вне трубки-держателя образца (см. рис. 3.24). Система обеспечивает получение кривой перемещения датчика и вычисление ее производной относительно температуры образца при постоянной скорости нагревания.

Значение КТР рассчитано в результате численного дифференцирования аппроксимирующей функции,



Рис. 3.24. Общий вид термоанализатора ТМА 1090 с дилатометром

построенной по методу наименьших квадратов в заданном интервале температур 293...1000 К. Определенные значения  $\alpha$  выводятся на печать дискретно для дробных интервалов через 50 °С, а затем вычисляется среднеквадратическое значение  $\alpha^*$  во всем температурном интервале. Для измерений использовались призматические образцы с размерами 5 × 5 × 10 мм. С помощью описанной системы термоанализа были определены КТР алмазосодержащих композитов сплавов-растворителей.

### 3.6. МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЯ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

Для измерения коэффициента теплопроводности образцов из композиционных алмазосодержащих материалов на металлических связках, предназначенных для оснащения камнеобрабатывающего и бурового инструментов, в ИСМ НАНУ разработано специальное устройство и методика [199]. В отличие от существующих [197], разработанная методика отличается значительной простотой, не требует дорогостоящего оборудования и установок, но в то же время позволяет с достаточной точностью измерять теплопроводность материалов в диапазоне температур от комнатной до 200 °С.

Определение теплопроводности осуществляется при стационарном тепловом режиме. Схема разработанного устройства для измерения теплопроводности изображена на рис. 3.25. Устройство позволяет проводить измерение теплопроводности образцов преимущественно правильной геометрической формы (призма, параллелепипед, цилиндр) постоянного сечения со следующими размерами: длина от 24 до 50 мм; площадь сечения от 4 до 120 мм<sup>2</sup>. Тепловой поток  $Q_0$  через исследуемый образец  $l$  создается электрическим нагревателем, представляющим собой алюминиевый корпус цилиндрической формы с отверстием в центре, на который намотана электрическая спираль.

В отверстие корпуса нагревателя вставлен медный стержень, который торцом с помощью груза прижат к измеряемому образцу. Второй конец образца, припаянный к медному стержню, передает тепловой поток  $Q_m$  на верхний торец медного стержня. Нижний торец стержня припаян к водоохлаждаемому холодильнику. Тепло-

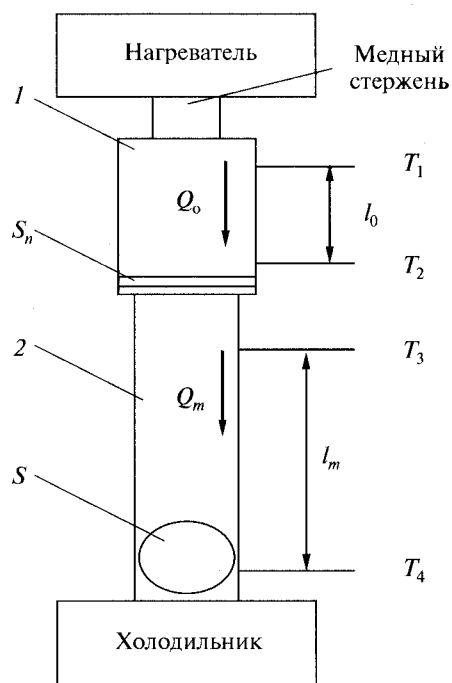


Рис. 3.25. Структурная схема устройства для измерения теплопроводности КАМ: 1 — измеряемый образец; 2 — эталонный образец (медный стержень)

вой поток, проходящий через измеряемый образец  $l$ , определяют по формуле

$$Q_o = \frac{\lambda_o}{l_o} S_o \Delta T_o, \quad (3.31)$$

где  $\lambda_o$  — его теплопроводность;  $l_o$  — расстояние между термопарами  $T_1$  и  $T_2$ ;  $S_o$  — площадь сечения образца;  $\Delta T_o$  — разность температур между точками касания термопар  $T_1$  и  $T_2$ .

Аналогично тепловой поток, проходящий через эталонный (медный) образец 2, будет равен

$$Q_m = \frac{\lambda_m}{l_m} S_m \Delta T_m, \quad (3.32)$$

где  $\lambda_m$  — теплопроводность меди;  $l_m$  — расстояние между двумя термопарами  $T_3$  и  $T_4$ ;  $S_m$  — площадь сечения медного стержня;  $\Delta T_m$  — разность температур между точками касания термопар  $T_3$  и  $T_4$ .

Таким образом, очевидно, что если пренебречь рассеиванием тепла за счет конвективного теплообмена с окружающей средой и приравнять тепловые потоки через измеряемый и контрольный образцы, то получим формулу для определения теплопроводности исследуемого материала:

$$\lambda_o = \frac{\lambda_m S_m \Delta T_m l_o}{S_o \Delta T_o l_m}. \quad (3.33)$$

Для измерения температуры использованы термопары хромель-копель ХК68 и мост постоянного тока Р348. Образцы для измерения теплопроводности закладываются с торцов, а поверхность, контактирующая с термопарами  $T_1$  и  $T_2$ , зачищается абразивной шкуркой. Максимально точно измеряется площадь сечения образца. Образец припаивается (преимущественно используется припой ПСР40) к торцу медного стержня так, чтобы очищенной поверхностью он был обращен к термопарам  $T_1$  и  $T_2$ . Они винтами прижимаются к очищенной поверхности образца. К образцу постоянной нагрузкой прижимается нагреватель.

Для устранения влияния конвективного теплообмена между измеряемым образцом и окружающей средой проводится теплоизоляция образца. Через 10 мин после включения нагрева прижимным винтом регулируется сила прижима термопар к образцу так, чтобы показания прибора не изменялись. После этого через 10 мин (установившийся тепловой режим) снимаются показания термопар  $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$  и  $T_4$ . Далее, по формуле (3.33) и установленным значениям  $S_o$ ,  $\Delta T_o$  и  $\Delta T_m$  вычисляется  $\lambda_o$ . При определении  $\lambda_o$  необходимо учитывать, что для получения заметной разности температур между точками  $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$  и  $T_4$  необходимо пропускать через образец относительно большой тепловой поток (порядка 10 Вт), что обуславливает его значительный нагрев и небольшой нагрев медного стержня. Поэтому получаемые значения относятся к теплопроводности образца при средней температуре  $(T_1 + T_2)/2$ , которая в экспериментах обычно составляет 50...60 °С. Возможность регулирования теплового потока за счет изменения тока нагревателя позволяет измерять теплопроводность материалов при средней температуре до 200 °С.

Погрешность определения теплопроводности состоит из погрешности измерения геометрических размеров образцов (до 3 %), погрешности уста-

новки расстояния  $l_0$  между термопарами  $T_1$  и  $T_2$  (2 %), погрешности определения разности температур (менее 1 %) и погрешности, вызванной конвективным теплообменом (несоблюдением условия  $Q_0 = Q_m$ ). Последняя может быть сведена к минимуму за счет теплоизоляции образцов и учтена коэффициентом в формуле по результатам измерения теплопроводности эталонных образцов. Для разработанной методики ее значение не превышает 1...3 %. С учетом этого максимальная суммарная погрешность измерения теплопроводности не превышает 7...9 %.

### 3.7. ОПРЕДЕЛЕНИЕ УДЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

Для определения удельного электросопротивления электропроводных связей и композиционных алмазосодержащих материалов использовался четырехзондовый метод (рис. 3.26). Между токовыми контактами пропускали постоянный ток 2,08 А. Расстояние между токовыми контактами составляло 3 мм, а между потенциальными — 1,5 мм. Расстояние между контактами было измерено с помощью инструментального микроскопа с точностью 0,15 мкм между четырех отпечатков, полученных от контактов на парафиновой пленке, нанесенной на металлическую подложку. Потенциальные контакты подключены к 16-битовому АЦП i-7018 (производство фирмы ICP DAC, Тайвань). Сигналы с АЦП фиксируются с тактовой частотой выборки 5 Гц, причем за каждый такт выполнения программы рассчитывается удельное электросопротивление по формуле

$$\rho = 2\pi \left[ 1 + \frac{1}{2 + 2l/S} - \frac{1}{5 + 2l/S} - \frac{1}{1 + 2l/S} + \frac{1}{4 + 2l/S} \right]^{-1} \frac{U}{J}, \quad (3.34)$$

где  $S$  — расстояние между потенциальными контактами;  $l$  — расстояние между электроконтактами. Протекание тока по образцу служит причиной нагрева и, как следствие, изменения удельного электросопротивления, поэтому процесс измерения ограничивался 15 секундами. Удельное электросопротивление образца определяется как среднее арифметическое его значений, полученных во время измерения.

Для определения мощности при спекании КАМ, которая выделяется в рабочей зоне технологической ячейки, и энергии, израсходованной на спекание образца, используется система мониторинга. Перепад напряжения  $U(t)$  между

пуансонами измеряется на расстоянии 3 мм от рабочей поверхности. По этим данным, а также по значению силы тока  $I(t)$  вычисляется текущее значение мощности  $W(t) = I(t)U(t)$  и энергии:

$$E(t) = \int_0^t I(\tau)U(\tau) d\tau, \quad (3.35)$$

которая выделяется в рабочей зоне ячейки измерения за время  $t$ .

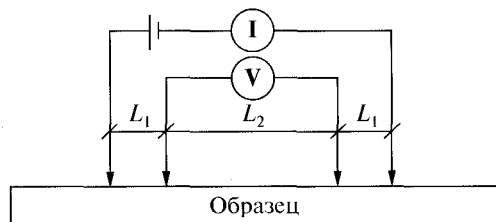


Рис. 3.26. Схема измерения электросопротивления четырехзондовым методом

### 3.8. ОСНОВНЫЕ ПОДХОДЫ В ОЦЕНКЕ ПРОЧНОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

Следуя современной постановке основных направлений механики деформирования композиционных материалов — детерминированной и статистической, изложим основные теоретические подходы в теориях прочности в последовательности, соответствующей уровням идеализации композита в его характеристике сопротивления разрушению. Постановка и выполнение экспериментов в прикладной области исследований деформирования и разрушения структурно-неоднородных сред стали возможными благодаря достигнутым успехам в развитии общей теории деформирования сплошных сред. Особенно следует отметить работы В.В. Бологина, Г.А. Ванина, А.Н. Гузя, В.Т. Головчана, А.С. Космодамианского, А.И. Лурье, Н.И. Мухелишвили, Г.Н. Савина.

Целью исследования микромеханики структурно-неоднородных сред является установление полей напряжений в компонентах композиции, исходя из упругих постоянных компонентов с учетом их геометрии и особенностей структуры, определение их эффективных физико-механических свойств, что позволяет оценить предельные прочностные характеристики материалов.

В механике композиционных материалов условно выделяют два направления.

Первое (детерминированное) основано на представлении о некоторой упорядоченности (регулярности) структуры среды. В рамках этого направления существует возможность построения точных решений задач об определении полей напряжений в элементах структуры.

Один из наиболее эффективных методов идеализации среды высоконаполненного композиционного материала — регуляризация его структуры. Разработке аналитических методов посвящены работы Г.Н. Савина [200], Н.И. Мухелишвили [135], Г.А. Ванина [121], В.Т. Головчана [161] и др. Численные методы решения, в частности методы конечных элементов или конечных разностей, изложены в работах Фудзии и Дзако [130], Такеямы [201], Пеллерина [202]. Анализ распределения полей напряжений, проводимый с привлечением аналитических либо численных методов в элементах структуры композитов, позволяет выявить наиболее напряженные зоны, т. е. определить области концентрации напряжений и, основываясь на принятом критерии (экспериментально установленном или гипотетическом), построить теорию прочности, соответствующую предельному равновесию данной структуры.

Рассмотрим некоторые приближенные подходы к оценке прочности композитов различных типов, основанные на решениях задач о напряженном состоянии элементов структуры.

Для однонаправленного волокнистого композита с дискретными волокнами длиной  $l$  в упругой матрице при условии равенства деформаций на границах раздела фаз Коксом [203] предложена оценка прочности в виде

$$\sigma_{\max} = (E_1 - E_2) \left( 1 - \operatorname{sch} \frac{\beta l}{2} \right) \varepsilon, \quad (3.36)$$

где

$$\beta = \left\{ \frac{\mu_2}{\mu_1} \frac{2\pi}{A_1 \ln(R/r_0)} \right\}^{1/2},$$

$R$  — расстояние между центрами волокон;  $r_0$  — радиус волокна;  $A_1$  — площадь сечения волокна;  $\varepsilon = \sigma_c / E_2$ ,  $\sigma_c$  — приведенные напряжения в среде.

Прочность однонаправленного волокнистого композита при упругом деформировании вдоль волокон при соблюдении условия равных деформаций в компонентах Келли и Девис [204] предложили оценивать, исходя из простого «правила смеси»:

$$\sigma_c = \sigma_{c_1} C_1 + (\sigma_2)_{e_c} (1 - C_1), \quad (3.37)$$

где  $\sigma_{c_1}$  — предел прочности волокон при растяжении;  $(\sigma_2)_{e_c}$  — напряжения в матрице при деформации разрушения волокна.

В случае использования дискретных волокон длиной  $1 < l_c < 2$  формула (3.37) претерпевает некоторые изменения в соответствии с поправкой, внесенной Келли и Тайсоном [205]:

$$\sigma_c = \sigma_{c_1} C_1 \left( 1 - \frac{l_c}{2l} \right) + (\sigma_2)_{e_c} (1 - C_1). \quad (3.38)$$

В работе [131] отмечено, что, несмотря на простоту, оценки (3.37) и (3.38) хорошо сопоставимы с экспериментальными результатами. Однако при возникновении пластических деформаций в одном из компонентов эти оценки приводят к существенным отклонениям от реальных данных.

Аналогичный подход использовал Райли [206], правда, с некоторыми структурными уточнениями. Он рассмотрел область прерывания дискретного волокна, окруженного шестью дискретными волокнами. На этом отрезке прикладываемая нагрузка распределена на шести волокнах. В этом случае расчетная зависимость имеет вид

$$\sigma_c = \frac{6}{7} \sigma_{c_1} C_1 + (\sigma_t)_{e_c} (1 - C_1), \quad (3.39)$$

$$1 + \frac{5l_c}{7l}$$

где  $l_c$  — критическая длина дискретного волокна;  $l_c = 2r_0^2 \sigma_{c_1} / f \sigma_m t$ ;  $r_0$  — радиус волокна;  $f$  — коэффициент трения волокна о матрицу;  $t$  — толщина матричного слоя;  $\sigma_t$  — предел текучести матрицы.

Расчетное значение прочности, получаемое по формуле (3.39), меньше оценки Келли (3.37). Розен [207], предполагая, что волокна в композите разрушаются последовательно, оценивает прочность композита, внося элементы статистического распределения волокон:

$$\sigma_c = \sigma_{c_1} C_1 \left( \frac{1 - C_1^{1/2}}{C_1^{1/2}} \right)^{-1/2\beta}, \quad (3.40)$$

где  $\beta$  — параметр распределения волокна в композите, соответствующий распределению Вейбулла (для стеклянных волокон в эпоксидной смоле  $\beta = 7,7$ ).

Перечисленные оценки справедливы только при условии равенства деформаций в компонентах материала, а если это условие не соблюдается, то они теряют смысл, так как их вывод основан на указанном допущении.



В работах С.Т. Милейко [172, 175] сделан существенный шаг в развитии этих представлений в реальной ситуации, когда компоненты среды обладают различными предельными деформациями и в расчетной схеме введены значения прочности обоих компонентов. Согласно этому подходу прочность однонаправленного волокнистого композита рассчитывается по выражению

$$\sigma_c = \lambda' \sigma_{b1} C_1 + \lambda'' (1 - C_1) \sigma_{b2}, \quad (3.41)$$

где  $\sigma_{b1}$ ,  $\sigma_{b2}$  — пределы прочности соответственно волокон и матрицы;  $\lambda' = (\xi_* / \xi_*'')^{\xi_*} \exp(\xi_*' - \xi_*)$ ;  $\lambda'' = (\xi_* / \xi_*'')^{\xi_*} \exp(\xi_* - \xi_*'')$ ;  $\xi_*'$ ,  $\xi_*''$  — критические деформации в некоторых волокнах в матрице;  $\xi_*$  — критическая деформация композита.

Сравнение расчетных результатов с экспериментальными, полученными на композитах систем никель—вольфрамовые волокна и серебро—волокна из нержавеющей стали, показало весьма хорошую сопоставимость данных.

Эффект упрочнения, который достигается при армировании материалов волокнами различных типов, в значительно большей мере ощутим по сравнению с композитами, армируемыми дисперсными частицами. Вероятно, именно большей практической эффективностью армирования волокнами можно объяснить то, что работ, посвященных волокнистым композитам, намного больше, чем работ, посвященных композитам, армированным дисперсными частицами.

Накамура и Гурланд — одни из немногих ученых, которые исследовали закономерности деформирования композиций, содержащих дисперсные частицы. В их работе [209] предложена модель прочности сфероидализированных сталей, основанная на взаимодействии дислокаций или полос скольжения с трещиной в частице. Разрушающие напряжения рассчитывают по формуле

$$\sigma_c = \sigma_0 + (\sigma_f / 2)(\rho / \lambda)^{1/2}, \quad (3.42)$$

где  $\sigma_0$  — напряжения внутреннего трения;  $\sigma_f$  — предполагаемая прочность матрицы;  $\rho$  — радиус у вершины трещины.

В работах [130, 139] предпринята попытка оценить разрушающие напряжения через критическую энергию разрушения с помощью модифицированного критерия Гриффитса—Орована:

$$\sigma_c = K(E\gamma_c / a_c)^{1/2}, \quad (3.43)$$

где  $a_c$  — полудлина дефекта, инициирующего разрушения;  $K$  — константа.

Прочность композитов с дисперсными частицами исследована экспериментально в работе Окады [210] на полимерных и органических бетонах, а также Фудзии и Дзако на системах эпоксидная смола—стеклянные шарики [130].

Технологические особенности формирования композитов, в частности метода порошковой металлургии, компоненты которых находятся в значительном термоупругом несоответствии, обусловили появление проблемы влияния остаточных термонапряжений на изменение упругих постоянных и прочности структурно-неоднородных тел. Теоретические основы определения термоупругих напряжений в однородных и неоднородных телах обобщены и развиты в основополагающих работах Э. Мелана, Г. Паркуса [212] и А.Д. Коваленко [213]. В этих работах убедительно показано, что термоупругое несо-

ответствие сопрягаемых тел может приводить не только к возникновению значительных напряжений на границе контакта, но и к тому, что эти напряжения при определенных условиях могут достигать предельных значений, т. е. вызывать разрушение сопряженной системы.

Из немногочисленных экспериментальных работ, посвященных данной проблеме [123, 189, 214], следует, что при  $\alpha_1 > \alpha_2$  около частиц относительно большого размера образуются полусферические трещины, т. е. происходит их отслаивание от матрицы, а при  $\alpha_2 > \alpha_1$  возникают радиальные трещины, исходящие от поверхности частиц по направлению к близлежащим (см. рис. 3.21). Биннс [141] сделал вывод, что именно эти трещины, возникающие из-за температурных напряжений, являются первопричиной существенного снижения прочности и эффективного модуля упругости композита по сравнению с теоретической величиной, рассчитанной для совершенной структуры. При этом во втором случае ( $\alpha_2 > \alpha_1$ ) радиальные трещины оказывают значительно большее влияние на снижение прочностных характеристик, чем полусферические. Дисперсные частицы малого размера при такой же концентрации не всегда приводят к проявлению подобных негативных явлений в композите.

Одной из первых в прикладных исследованиях, посвященных анализу температурных напряжений в компонентах двухкомпонентной среды, стала работа Хезлетта и МакГерри [129], в которой для частиц круглой формы, относительно далеко отстоящих друг от друга, распределение температурных напряжений около частиц описывается выражением вида

$$\sigma_r = -p(R/r)^2; \quad \sigma_\theta = p(R/r)^2, \quad (3.44)$$

где  $r$  — полярный радиус;  $p$  — радиальные напряжения на поверхности фаз;  $p = (\alpha_2 - \alpha_1)E_2\Delta T / ((1 + \mu_2) + (1 + \mu_1)E_2/E_1)$ ;  $\alpha_1$ ,  $E_1$  — коэффициенты температурного расширения и модули упругости компонентов композиции;  $\Delta T$  — перепад температуры.

Для частиц, находящихся на незначительном расстоянии, когда их поля напряжений взаимодействуют, Хезлетт и МакГерри [129] получили решение, расширяющее возможности представлений (3.44):

$$\sigma_r = -p [(R/r)^2 + (R/(\lambda - r))^2]. \quad (3.45)$$

Влияние остаточных температурных напряжений на прочность двухкомпонентной среды вольфрам—стекло (при изменении соотношения  $\alpha_1/\alpha_2$  в довольно широком диапазоне) исследовал Насон [215], показавший, что остаточные температурные напряжения существенно влияют на снижение прочности композита с дисперсными частицами. Насон считает, что исследуемый эффект объясняется сопротивлением композиции развитию в ней дефектов типа трещин, размеры которых пропорциональны межчастичному расстоянию. Им выполнено также исследование влияния на прочность размера частиц дисперсной фазы.

Этой же проблеме посвящена работа Бруксбенка и Андрюса [143], рассчитавших остаточные температурные напряжения, которые возникают около включений, и определивших их влияние на механические свойства сталей, а также аналогичные работы Бокка, Хоффмана и Блюменауэра [142, 144] для твердых сплавов.

Воспользовавшись теоретическими решениями Бруксбенка и Андрюса [148] для определения распределения температурных напряжений около включений с учетом эффективных упругих свойств композиции, Бокк, Хоффман и Блюменауэр [142, 144] развили представления о влиянии остаточных напряжений на прочность двухфазных вольфрамокобальтовых твердых сплавов при деформировании, определив при этом верхнюю и нижнюю границы оценок распределения значений прочности. Сравнение расчетных значений прочности, полученных в этих работах, показывает хорошее совпадение с экспериментальными данными.

Однако в этих важных решениях не учитываются условия связи фаз и напряженного состояния с прикладываемыми извне нагрузками, что не позволяет сделать вывод о локализации источника возможного разрушения и, следовательно, предложить обоснованный критерий прочности.

Предположение о статистической природе прочности структурно-неоднородных материалов впервые высказано в работе А.П. Александрова и С.Н. Журкова [216]. Оно основано на анализе рассеяния значений предела прочности и влияния масштабного эффекта, наблюдаемых в известных опытах с разрушением кварцевых нитей. При этом указано, что прочность нити обусловлена вероятностью наличия трещины на ее поверхности.

Развитию статистической теории прочности посвящено много исследований (см., например, [203, 217—219]), результаты которых составили основу современных статистических подходов к построению теорий прочности композиционных материалов. В рамках этих подходов сформировались два направления: деформируемое тело состоит из стохастически распределенных элементов различной прочности, при этом наличие явных дефектов структуры не учитывается, а прочность тела определяется прочностью наиболее слабого элемента; прочность микронеднородного тела определяется в зависимости от плотности статистически распределенных микродефектов в элементарном объеме его структуры.

Рассмотрим положения, которые явно или с определенными допущениями можно отнести к первому направлению.

Вейбулл [217] на основе анализа вероятности разрушения испытанных образцов различных материалов получил  $P_r(\sigma) = -\exp[-V(\sigma/\sigma_0)^m]$  (для  $0 \leq \sigma \leq \infty$ ) для определения вероятности разрушения и установил, что среднее значение разрушающего напряжения может быть определено как

$$\langle \sigma \rangle = \sigma_0 + \Gamma(1 + 1/m)/(Cm)^{1/m}, \quad (3.46)$$

где  $\sigma_0$ ,  $C$  и  $m$  — константы. Эта функция предложена им в качестве оценки среднего разрушающего напряжения тела:

$$\langle \sigma \rangle = \sigma_0 \Gamma(1 + 1/m) V^{1/m}. \quad (3.47)$$

Здесь  $V$  — объем тела. Данный подход обобщен Вейбуллом и на случай неоднородного напряженного состояния.

Если в подходе Вейбулла не придается значение наличию каких-либо дефектов в теле, то в работе Г.А. Конторовой и Я.И. Френкеля [218] снижение прочности объясняется увеличением плотности дефектных элементов в объеме тела, т. е. впервые высказана гипотеза о физической природе причины «сла-

бости элементов», хотя конкретных физических характеристик дефектности этих элементов ими не приведено. Таким образом, данный подход, как было отмечено в работе Г.А. Ванина [121], в принципе также относится к первому направлению. Результатом этих исследований является формула

$$\langle \sigma \rangle = \sigma_0 - \sqrt{(2\Delta \ln \Delta + 2\Delta \ln(n / 2\sqrt{\pi}))}, \quad (3.48)$$

определяющая прочность тела, в котором распределение прочности слабых (дефектных) элементов соответствует нормальному закону со средним значением  $\sigma_0$  и дисперсией  $A$ .

В работе В.В. Болотина [178] обобщен подход Вейбулла на случай сложного напряженного состояния. Для этого введено понятие приведенного напряжения  $\sigma_s$ , выраженного через компоненты сложного напряженного состояния. Используя понятие «эталонный объем»  $V_0$ , содержащее  $n_0 V$  элементов с исходными дефектами, среднее значение прочности композиции В.В. Болотин определяет из следующего выражения:

$$\langle \sigma_s \rangle = \sigma_{\min} + \sigma_0 (V_0 / V)^{1/m} \Gamma(1 + 1/m). \quad (3.49)$$

Впервые прочность композита, содержащего статистически распределенные в микроэлементах трещины, проанализирована в работе Н.А. Афанасьева [219], причем в качестве критерия разрушения принято предельное состояние элементов с трещинами, в результате чего определено среднее значение разрушающих напряжений:

$$\langle \sigma_s \rangle = C / V^{1/\alpha n}, \quad (3.50)$$

где  $\alpha$ ,  $C$  — константы.

По аналогии с изложенным С.Д. Волковым предложен подход для микронеподобного тела со статистически распределенными и ориентированными элементами, но разными по форме и свойствам. Разрушение в микроэlemente тела происходит при достижении растягивающими напряжениями критического значения.

Статистическая теория прочности композитов предложена Л.П. Хорошуну [211]. В ней двухкомпонентная среда представлена в виде случайно расположенных твердых элементов, имеющих соответственно объемные концентрации, постоянные Ламе и объемные модули  $C_i$ ,  $\lambda_i$ ,  $\mu_i$  и  $K_i$ . Одним из приложений этой теории было прогнозирование прочности тела со случайно распределенными пустотами (порами):

$$\langle \sigma \rangle = \sigma_0 \sqrt{((1 - C_2)^3 / (1 + nC_2))}, \quad (3.51)$$

где  $\sigma_0$  — предел прочности компактного материала;  $C_2$  — объемная концентрация пор.

В теории прочности для неоднородных тел, находящихся в условиях сложного напряженного состояния, предложенной Г.С. Писаренко и А.А. Лебедевым [222], введен параметр, учитывающий статистический характер дефектности материала:

$$\chi \sigma_i + (1 - \chi) \sigma_i A^{i-1} = \sigma_p, \quad (3.52)$$

где  $\sigma_i$  — интенсивность напряжений;  $A$  — константа, зависящая от распределения и ориентации дефектов;  $\chi = \sigma_p/\sigma_c$ ;  $\sigma_p$ ,  $\sigma_c$  — пределы прочности соответственно при одноосном растяжении и сжатии.

Изложенные подходы [161, 185, 211, 216, 219, 221], хотя и предполагают наличие дефектов в элементарных объемах, тем не менее не содержат конкретных определений их геометрии и меры влияния на прочность тела в целом.

Рассмотрим статистические подходы, в которых наличие дефектов учтено явно, причем им придаются ориентация в объеме тела и геометрические размеры. Впервые такой подход предложен в работе Фишера и Холломона [223], в которой выполнена оценка прочности тела, содержащего статистически распределенные дисковые трещины в поле одномерных напряжений. Плотность распределения трещин задана экспоненциальным законом с равновероятной их ориентацией относительно действующего напряжения  $\sigma_z$ . При этом критерий предельного состояния изолированной трещины задается локальным критерием разрушения Гриффитса  $\sigma_k = K_c/\sqrt{R}$  ( $R$  — радиус трещины). Исходя из предположения, что трещины не взаимодействуют между собой, авторы [223] определили вероятность разрушения тела с одной трещиной:

$$P(\sigma_r) = 1 - \int_{\eta} P(\sigma_r) d\sigma_r - \int_{\eta} P(\sigma_r) (1 - \sqrt{((\sigma_r - \eta)/(1 - \eta))}) d\sigma_r, \quad (3.53)$$

где  $\sigma_r = \sigma_k/\sigma_z$ ;  $\beta = \sigma_z/K_c R^{-1/2}$ . Затем этот результат был распространен на тело с трещинами в его объеме:

$$P_h(\sigma_r) = 1 - [1 - P_1(\sigma_r)]^n. \quad (3.54)$$

Данный подход имеет ряд существенных ограничений: его нельзя распространить на тела с преимущественной ориентацией трещин или на случай напряженного состояния, отличающегося от однородного.

Этих ограничений нет в теории, разработанной П.М. Витвицким и С.Ю. Попиной [194]. Ими выполнена оценка прочности тела, содержащего статистические распределенные дефекты произвольной конфигурации и ориентации в условиях сложного напряженного состояния, а также получены исчерпывающие решения для установления функций распределения предельной нагрузки  $F_n(P_i)$  для тел объемом  $F$ , которые содержат  $n$  элементов генеральной совокупности, описываемых функцией  $F_1(P_1, \eta_1, \xi_1)$ :

$$F_n(P_1, \eta, \xi) = 1 - [1 - F(P_1, \eta_1, \xi_1)]^{nV/V_0}. \quad (3.55)$$

Здесь  $P$  — предельная нагрузка;  $\eta$ ,  $\xi$  — характеристики напряженного состояния при условии разрушения единичного элемента в совокупности  $nV/V_0$  дефектных элементов. П.М. Витвицким исследовано разрушение пластин со стохастическим распределением трещин ограниченной длины, тела, содержащего жесткие линейные включения, а также тел, обладающих некоторой структурной анизотропией, обусловленной технологической дефектностью. Несомненно, данное исследование является наиболее полным среди указанных статистических подходов и наиболее полно отражает реальную ситуацию при прогнозировании прочности тел со стохастически распределенными явными дефектами в структуре.

Из изложенного выше можно сделать следующие выводы. Поскольку распределение дисперсных частиц в композите носит случайный характер,

для прогнозирования его прочности следует использовать статистические подходы. Остаточные температурные напряжения в композитах, содержащих дисперсные частицы, существенно влияют на образование дефектности их структуры и в итоге определяют их прочность. Поэтому при прогнозировании прочности рассматриваемого класса композитов нельзя пренебрегать остаточными температурными напряжениями.

### **3.8.1. Термонапряженное состояние в элементах двухкомпонентной среды, содержащей дисперсные частицы**

Анализ состояния проблемы прогнозирования прочности зернистых композитов показал, что методы расчетного прогнозирования характеристик прочности двухкомпонентных твердых тел с дисперсными частицами, которые учитывали бы влияние остаточных температурных напряжений и несовершенство структуры композита, практически отсутствуют.

В главе 2 показано, что среди многообразия композитов с дисперсными частицами, особенности технологии формирования структуры которых обуславливают остаточные температурные напряжения и некоторое повреждение частиц армирующей фазы, наиболее явным представителем являются КАМ. Поэтому для большей конкретизации изложения принятых общих допущений и установленных закономерностей, которые распространяются на большинство хрупких двухкомпонентных композитов с дисперсными частицами, основное внимание сосредоточим на КАМ.

Композиционные алмазосодержащие материалы широко используются в современном буровом инструменте в качестве функциональных элементов, находящихся в экстремальных условиях термомеханического нагружения. Поэтому к ним предъявляются высокие требования не только по износостойкости или режущей способности, но и по прочности. Наиболее полная реализация потенциальных физико-механических свойств КАМ — актуальная задача механики деформируемого твердого тела и материаловедения.

Рассмотрим результаты теоретического моделирования предельного состояния КАМ при одноосном сжатии или растяжении. Большую роль в предлагаемом модельном представлении композита играют температурные напряжения, возникающие в матрице и зернах алмаза при охлаждении композита после его спекания, а также несовершенство структуры, выражающееся в виде растрескивания некоторой доли зерен алмаза. Указанные факторы могут заметно влиять на физико-механические свойства композита, поэтому их изучение позволит отразить реальное напряженное состояние в структуре композита, возникающее при деформировании, и определить пути улучшения его свойств.

В связи с тем, что приведенные размеры зерен алмаза в композите на два порядка больше размеров зерен карбида вольфрама в твердосплавной матрице, последнюю в дальнейшем будем рассматривать как макроскопически однородную и изотропную среду.

Так как зерна алмаза стохастически распределены в объеме, то напряженное состояние компонентов исследуемого композита можно описать с помощью математической модели стохастически неоднородного тела [179, 181,

196, 221]. Чтобы найти напряжения и деформации компонентов композита  $\langle \sigma^i \rangle$ ,  $\langle \varepsilon^i \rangle$  ( $i = 1, 2$ ), используем тензорные соотношения:

$$\begin{aligned} \langle \sigma \rangle &= \lambda^* \langle \varepsilon \rangle - \beta^* \theta, & \langle \varepsilon \rangle &= S^* \langle \sigma \rangle + \alpha^* \theta, \\ \langle \sigma^i \rangle &= \lambda_i \langle \varepsilon^i \rangle - \beta_i \theta, & \langle \varepsilon^i \rangle &= S_i \langle \sigma^i \rangle + \alpha_i \theta, \end{aligned} \quad (3.56)$$

где  $\langle \sigma \rangle$ ,  $\langle \varepsilon \rangle$  — макроскопические напряжения и деформации;  $\theta$  — температура, одинаковая по всему объему;  $\lambda_i$ ,  $\beta_i$  — тензоры упругих и термоупругих постоянных  $i$ -го компонента.

Очевидно, что  $S_i = \lambda_i^{-1}$ ,  $\alpha_i = S_i \beta_i$ ; при этом под произведением тензоров понимается их свертка по внутренним индексам.

Учитывая равенства  $\langle \sigma \rangle = C_1 \langle \sigma^1 \rangle + C_2 \langle \sigma^2 \rangle$ ,  $\langle \varepsilon \rangle = C_1 \langle \varepsilon^1 \rangle + C_2 \langle \varepsilon^2 \rangle$ , из выражений (3.56) находим

$$\begin{aligned} \langle \sigma^i \rangle &= \langle \sigma^i \rangle_m + \langle \sigma^i \rangle_\theta \quad (i = 1, 2), \\ \langle \sigma^1 \rangle_m &= \frac{1}{C_1} (\lambda_1 - \lambda_2)^{-1} \lambda_1 (1 - \lambda_2 S^*) \langle \sigma \rangle, \\ \langle \sigma^1 \rangle_\theta &= - \left[ \beta_1 - \frac{1}{C_1} (\lambda_1 - \lambda_2)^{-1} \lambda_1 (\langle \beta \rangle - \lambda_2 \alpha^*) \right] \theta, \\ \langle \sigma^2 \rangle_m &= - \frac{1}{C_2} (\lambda_1 - \lambda_2)^{-1} \lambda_2 (1 - \lambda_1 S^*) \langle \sigma \rangle, \\ \langle \sigma^2 \rangle_\theta &= - \left[ \beta_2 - \frac{1}{C_2} (\lambda_1 - \lambda_2)^{-1} \lambda_2 (\langle \beta \rangle - \lambda_1 \alpha^*) \right] \theta, \end{aligned} \quad (3.57)$$

где  $\langle \sigma_{ij}^2 \rangle_m$ ,  $\langle \sigma_{ij}^2 \rangle_\theta$  — напряжения в  $i$ -м компоненте в результате механических и температурных воздействий. Например,  $\langle \sigma^i \rangle_\theta$  — это остаточные напряжения, вызванные охлаждением композита после спекания до обычной эксплуатационной температуры [27].

В индексной форме соотношения (3.57) для рассматриваемого случая макроскопически изотропного композита имеют вид

$$\begin{aligned} \langle \sigma_{ij}^1 \rangle_m &= \frac{1}{3C_1} \left[ \frac{K_1}{K_3} \left( 1 - \frac{K_2}{K_0^*} \right) - \frac{\mu_1}{\mu_2} \left( 1 - \frac{\mu_2}{\mu_0^*} \right) \right] \langle \sigma_{11} \rangle \delta_{ij} + \frac{\mu_1}{C_1 \mu_3} \left( 1 - \frac{\mu_2}{\mu_0^*} \right) \langle \sigma_{ij} \rangle; \\ \langle \sigma_{ij}^2 \rangle_m &= \frac{1}{3C_2} \left[ \frac{\mu_2}{\mu_3} \left( 1 - \frac{\mu_1}{\mu_0^*} \right) - \frac{K_2}{K_3} \left( 1 - \frac{K_1}{K_0^*} \right) \right] \langle \sigma_{11} \rangle \delta_{ij} + \frac{\mu_2}{C_2 \mu_3} \left( \frac{\mu_1}{\mu_0^*} - 1 \right) \langle \sigma_{ij} \rangle; \\ \langle \sigma_{ij}^1 \rangle_\theta &= - \left[ \beta_1 - \frac{K_1}{C_1 K_3} (\langle \beta \rangle - 3K_2 \alpha^*) \right] \theta \delta_{ij}; \\ \langle \sigma_{ij}^2 \rangle_\theta &= - \left[ \beta_2 + \frac{K_2}{C_2 K_3} (\langle \beta \rangle - 3K_1 \alpha^*) \right] \theta \delta_{ij}, \end{aligned} \quad (3.58)$$

где  $K_i$  — модуль объемного сжатия;  $\mu_i$  — модуль сдвига;  $\beta_i$  — коэффициент температурных напряжений;  $C_i$  ( $i = 1, 2$ ) — объемная концентрация  $i$ -го компонента;  $\delta_{ij}$  — дельта Кронекера;  $K_0^*$ ,  $\mu_0^*$  — макроскопические (эффективные) термоупругие постоянные композита с совершенной структурой [196], по повторяющимся индексам выполняется суммирование.

Из равенств (3.58) следует, что если на композит действуют одноосные внешние макроскопические нагрузки  $\langle \sigma_{11} \rangle$ , то

$$\begin{aligned} \langle \sigma_{11}^1 \rangle_m &= \frac{1}{3C_1} \left[ \frac{K_1}{K_3 K^*} (K^* - K_2) + 2 \frac{\mu_1}{\mu_3 \mu^*} (\mu^* - \mu_2) \right] \langle \sigma_{11} \rangle; \\ \langle \sigma_{11}^2 \rangle_m &= \frac{1}{3C_2} \left[ \frac{K_2}{K_3 K^*} (K_1 - K^*) + 2 \frac{\mu_2}{\mu_3 \mu^*} (\mu_1 - \mu^*) \right] \langle \sigma_{11} \rangle. \end{aligned} \quad (3.59)$$

Для КАМ эффективные (приведенные) постоянные композита  $K_0^*$ ,  $\mu_0^*$  больше соответствующих модулей матрицы  $K_2$ ,  $\mu_2$  и меньше модулей алмазов  $K_1$ ,  $\mu_1$ , т. е.  $K_1 \geq K_0^* \geq K_2$ ;  $\mu_1 \geq \mu_0^* \geq \mu_2$ . Выражения в круглых скобках, входящие в формулу (3.59), всегда положительны (или равны нулю). Таким образом, напряжения в матрице и алмазных включениях имеют тот же знак, что и внешние макроскопические напряжения. Знак температурных напряжений, как видно из (3.58), может быть разным в зависимости от значений упругих модулей и КТР компонентов композита.

Чтобы сформулировать условие предельного состояния композита, воспользуемся известным принципом самосогласованного поля [186], рассматривая при этом только часть объема композита, содержащую единичное зерно алмаза (рис. 3.27). При этом в рассматриваемом элементарном объеме в окрестности зерна действуют сжимающие или растягивающие приведенные механические напряжения  $\langle \sigma_{11}^2 \rangle_m$  в зависимости от вида приложенной ко всему объему композита внешней одноосной равномерно распределенной механической нагрузки  $\langle \sigma_{11} \rangle \neq 0$  и остаточные температурные напряжения  $\langle \sigma_{ij}^2 \rangle_\theta$ , которые определяются из соотношений (3.58). Напряженное состояние элементарного объема композита в виде единичного зерна, помещенного в однородную матрицу, в двумерной интерпретации можно представить аналогичным состоянию упругой шайбы, вложенной в однородную плоскость, растягиваемую либо сжимаемую равномерно приложенными напряжениями  $\langle \sigma_{11}^2 \rangle_m$  [135].

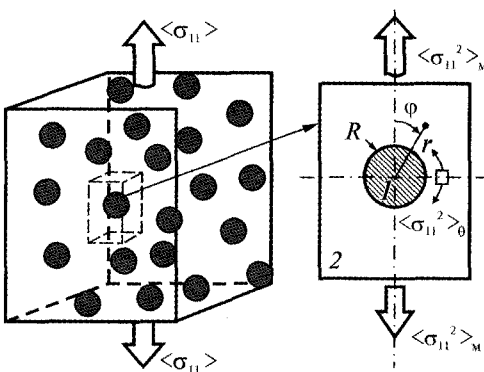


Рис. 3.27. Модель деформирования КАМ

Более сложная трехмерная модель напряженного состояния зерна в элементарном объеме может быть пред-



ставлена в виде упругого однородного или многослойного шара, помещенного в сжимаемое или растягиваемое упругое пространство. Однако, исходя из соображений, что в двухмерной постановке существенно упрощается математическое решение задач, улучшается наглядность их интерпретации и при этом не нарушается общность физического смысла модели, так как эквивалентные напряжения в окрестности шайбы пропорциональны эквивалентным напряжениям в окрестности шара, в дальнейшем можем ограничиться рассмотрением плоской модели. Полагая, что при воздействии внешней одноосной нагрузки происходит плоская деформация некоторой части материала матрицы в окрестности включения, используем формулы теории упругости для задачи о пластине с единичным включением [135]:

$$\begin{aligned}\sigma_{rr} &= \frac{1}{2} \langle \sigma_{11}^2 \rangle_m \left[ 1 - \gamma \frac{R^2}{r^2} + \left( 1 - 2\beta \frac{R^2}{r^2} - 3\xi \frac{R^4}{r^4} \right) \cos 2\varphi \right]; \\ \sigma_{\varphi\varphi} &= \frac{1}{2} \langle \sigma_{11}^2 \rangle_m \left[ 1 + \gamma \frac{R^2}{r^2} - \left( 1 - 3\xi \frac{R^4}{r^4} \right) \cos 2\varphi \right]; \\ \sigma_{r\varphi} &= -\frac{1}{2} \langle \sigma_{11}^2 \rangle_m \left( 1 + \beta \frac{R^2}{r^2} + 3\xi \frac{R^4}{r^4} \right) \sin 2\varphi,\end{aligned}\quad (3.60)$$

где  $r$  — радиус полярной системы координат;  $\varphi$  — угол, отсчитываемый от оси, совпадающей с направлением действия внешней нагрузки;  $\langle \sigma_{11}^2 \rangle_m$  — средние напряжения, определяемые по (3.58). Параметры  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\xi$  находим из соотношений

$$\begin{aligned}\beta &= -\frac{2(\mu_1 - \mu_2)}{\mu_2 + \mu_1 \kappa_2}; \quad \gamma = \frac{\mu_2(\kappa_1 - 1) - \mu_1(\kappa_1 - 1)}{2\mu_1 + \mu_2(\kappa_1 - 1)}; \\ \xi &= \frac{\mu_1 - \mu_2}{\mu_2 + \kappa_2 \mu_1}; \quad \kappa_1 = \frac{3K_1 + 7\mu_1}{3K_1 + \mu_1}; \quad \kappa_2 = \frac{3K_2 + 7\mu_2}{3K_2 + \mu_2}.\end{aligned}\quad (3.61)$$

Для композитов, в которых между поверхностями зерен алмаза и материалом матрицы отсутствует адгезия (см. рис. 3.6), предполагают, что касательные напряжения, действующие в материале матрицы, не передаются на включение, т. е. последнее воспринимает только объемную часть нагрузки (шаровая часть тензора напряжений). Тогда при расчете напряженного состояния в окрестности этого включения его модуль сдвига можно принять равным нулю ( $\mu_1 = 0$ ). Следовательно, для композитов такого типа формулы (3.61) принимают значения  $\beta = 2$ ,  $\gamma = 1$ ,  $\xi = -1$ , причем в процессе деформирования зерно алмаза остается плотно обжатым материалом матрицы, что обусловлено действием сжимающих радиальных температурных напряжений. Радиальные остаточные температурные напряжения обеспечивают натяг, препятствующий до разрушения композита образованию полости между матрицей и зерном, что подтверждает аналогию напряженного состояния рассматриваемой модели с граничными условиями упругой задачи о шайбе в бесконечной плоскости, решенной М.П. Шереметьевым [224], и корректность ее использования в предлагаемой модели.

### 3.8.2. Условия предельного состояния КАМ при одноосном сжатии или растяжении (модель прочности КАМ)

В работах Биннса [189] и Ленга [123] проанализированы особенности разрушения двухкомпонентных композитов, компоненты которых находятся в термоупругом несоответствии, обуславливающим возникновение в их структуре остаточных температурных напряжений. На основании этого анализа предложена классификация наиболее характерных видов разрушения композитов (см. рис. 3.13). В частности, композитам, у которых КТР включений меньше, чем у материала матрицы, что имеет место в исследуемом классе КАМ, присущи разрушения матрицы в виде радиальных трещин, исходящих от поверхности включения и достигающих поверхности близлежащих включений.

В результате экспериментального исследования особенностей механизма разрушения композитов рассматриваемого класса при одноосном сжатии установлено, что предельное состояние композита наступает при образовании трещин в области, прилегающей непосредственно к зоне взаимодействия алмаз—матрица, исходящих в радиальном направлении от поверхности зерна алмаза (рис. 3.28, см. рис. 3.14) с последующим их распространением вдоль оси приложения нагрузки. Это хорошо согласуется с теоретическими положениями, вытекающими из решений М.П. Шереметьева [224] и Н.И. Мухелишвили [135], из которых следует, что максимальные растягивающие окружные напряжения (при  $K_1 > K_2$ ;  $\mu_1 > \mu_2$ ) возникают в матрице у поверхности зерна ( $r = R$ ) (табл. 3.7). Из (3.60) и (3.61) находим, что при  $\varphi = 0$ , т. е. на оси действия внешней сжимающей нагрузки, в матрице на границе взаимодействия с алмазом ( $r = R$ ) имеют место максимальные растягивающие напряжения (см. табл. 3.7), обусловленные упругим деформированием:

$$\begin{aligned} \sigma_{rr} &= \frac{1}{2} \langle \sigma_{11}^2 \rangle_M \left( 2 - 5 \frac{R^2}{r^2} - 3 \frac{R^4}{r^4} \right)_{r=R} = 0; \\ \sigma_{\varphi\varphi} &= \frac{1}{2} \langle \sigma_{11}^2 \rangle_M \left( \frac{R^2}{r^2} - 3 \frac{R^4}{r^4} \right)_{r=R} = \langle \sigma_{11}^2 \rangle_M. \end{aligned} \quad (3.62)$$

Следовательно, предельное состояние композита в целом определяется напряжениями, действующими в матрице в окрестности зерна алмаза. При одноосном сжатии наиболее опасны в матрице точки, расположенные на пересечении границы матрица—включение с осью направления действия силы

( $\varphi = 0$ ). Напряжения в них равны сумме механических и остаточных температурных напряжений:  $\sigma_{\varphi\varphi}' = \sigma_{\varphi\varphi} + \langle \sigma_{11}^2 \rangle_0$ , что с учетом (3.62) преобразу-



Рис. 3.28. Характерный вид трещин, исходящих в радиальном направлении от поверхности контакта зерно алмаза—матрица

Таблица 3.7. Распределение напряжений около включения при одноосном сжатии в точке на границе сопряжения фаз при  $\varphi = 0$

$r/R$	$\sigma_{\varphi\varphi} / \langle \sigma_{11}^2 \rangle_M$	$\sigma_{rr} / \langle \sigma_{11}^2 \rangle_M$
1,0	-1,000	0
1,5	-0,074	0,179
2,0	+0,031	0,468
2,5	+0,042	0,638
3,0	+0,037	0,743
3,5	+0,031	0,809
4,0	+0,025	0,855

Таблица 3.8. Окружные напряжения в полюсах  $\varphi = 0$  и  $\pi/2$  на границе сопряжения включение—матрица

Полярный угол $\varphi$	$0 < \varphi < \pi$	
	При одноосном сжатии	При одноосном растяжении
0	$-\langle \sigma_{11}^2 \rangle_M$	$\langle \sigma_{11}^2 \rangle_M$
$\pi/2$	$3 \langle \sigma_{11}^2 \rangle_M$	$-3 \langle \sigma_{11}^2 \rangle_M$

ется в выражение  $\sigma_{\varphi\varphi}' = \langle \sigma_{11}^2 \rangle_0 - \langle \sigma_{11}^2 \rangle_M$ . Здесь учтено, что температурные напряжения на контуре имеют те же значения, что и средние напряжения в матрице.

Таким образом, условие наступления предельного состояния КАМ можно записать, исходя из аналогии с первой теорией прочности наибольших нормальных напряжений в виде

$$\langle \sigma_{11}^2 \rangle_0 - \langle \sigma_{11}^2 \rangle_M = \sigma_0, \quad (3.63)$$

где  $\sigma_0$  — предел прочности матрицы. Однако характер распределения  $\sigma$  от  $\varphi$  в матрице вдоль полярного радиуса (при  $\varphi = 0$ ) (табл. 3.8) аналогичен распределению напряжений при изгибе балки относительно нейтральной оси. Исходя только из аналогии характера распределения напряжений в данном случае, в правую часть уравнения (3.63) подставим не предел прочности при растяжении, что соответствует первой теории прочности, а прочность при изгибе. Поэтому примем  $\sigma_0 = R_{bm}$ , которые, в частности, для матричного твердого сплава ВК6 составляют 1600 МПа [119]. Подставляя в (3.63) выражения для  $\langle \sigma_{11}^2 \rangle_0$  из (3.58) и  $\langle \sigma_{11}^2 \rangle_M$  из (3.59) и меняя знаки, получаем окончательное условие предельного состояния КАМ при одноосном сжатии:

$$\left[ \beta_2 + \frac{K_2}{C_2 K_3} (\langle \beta \rangle - 3K_1 \alpha^*) \right] \theta - \frac{1}{3C_2} \left[ \frac{K_2}{K_3 K_0^*} (K^* - K_1) + 2 \frac{\mu_2}{\mu_3 \mu^*} (\mu^* - \mu_1) \right]^{-1} \langle \sigma_{11} \rangle = \sigma_0 \quad (3.64)$$

или

$$\langle \sigma_{11} \rangle = -A(\sigma_0 + B\theta) = \langle \sigma_c^* \rangle, \quad (3.65)$$

где

$$A = 3C_2 \left[ \frac{K_2}{K_3 K^*} (K^* - K_1) + 2 \frac{\mu_2}{\mu_3 \mu^*} (\mu^* - \mu_1) \right]^{-1};$$

$$B = - \left[ \beta_2 + \frac{K_2}{C_2 K_3} (\langle \beta \rangle - 3K_1 \alpha^*) \right];$$

$\langle \sigma_{11} \rangle$  — расчетное значение предела прочности композита при одноосном сжатии, т. е.  $\langle \sigma_c^* \rangle = R_{bm}$ .

Приведенные рассуждения распространяются и на случай одноосного растяжения КАМ, только точка с максимальными растягивающими окружными напряжениями в этом случае будет расположена на границе фаз при  $\varphi = \pi/2$  (см. табл. 3.8).

Используя те же рассуждения, что и при выводе формулы (3.65) для одноосного сжатия, и учитывая, что  $\sigma_{\text{фр max}} = 3 \langle \sigma_{11}^2 \rangle_m$ , записываем условие предельного состояния композита при одноосном растяжении:

$$\langle \sigma_{11}^2 \rangle_0 - 3 \langle \sigma_{11}^2 \rangle_m = \sigma_0. \quad (3.66)$$

Подставляя в (3.64) выражения для  $\langle \sigma_{11}^2 \rangle_0$  и  $\langle \sigma_{11}^2 \rangle_m$  из (3.58) и (3.59), получаем

$$\left[ \beta_2 + \frac{K_2}{C_2 K_3} (\langle \beta \rangle - 3K_1 \alpha^*) \right] \theta + \frac{1}{3C_2} \left[ \frac{K_2}{K_3 K^*} (K^* - K_1) + 2 \frac{\mu_2}{\mu_3 \mu^*} (\mu^* - \mu_1) \right] \langle \sigma_{11} \rangle = \sigma_0 \quad (3.67)$$

или  $\langle \sigma_{11} \rangle = -\frac{A}{3} (\sigma_0 + B\theta) = \langle \sigma_p^* \rangle$ , где  $A$  и  $B$  — то же, что и в выражении (3.65).

Таким образом, определены условия предельного состояния композита при одноосном сжатии (3.64) и растяжении (3.67). Однако в полученных выражениях пока известны только табличные (справочные) значения термоупругих постоянных компонентов композита  $K_{0i}$ ,  $\mu_{0i}$ ,  $\beta_{0i}$ , перепад температур  $\theta = \Delta T$  и прочность матрицы  $\sigma_0$ . Но из формул (3.64) и (3.65) следует, что для численной реализации полученных соотношений необходимо еще определить приведенные (эффективные) значения термоупругих постоянных композита в целом:  $K_0^*$ ,  $\mu_0^*$  и  $\beta_0^*$ .

Ранее КАМ рассматривали как структурно-неоднородную среду, а зерна алмазов ввиду большого отличия их линейных размеров от характерного размера зерна твердого сплава и термоупругого несоответствия — как концентраторы напряжений в матрице. Однако в случае использования мелкозернистых фракций алмазов, размеры которых одного порядка с размером зерна матрицы, что, в частности, характерно для керметов, явная концентрация напряжений около зерна армирующей фазы не проявляется. Следовательно, в этом случае КАМ в некотором приближении можно рассматривать как макроднородную и изотропную среду, предельное состояние которой при одноосном сжатии либо растяжении наступает в локальном объеме тела при отсутствии какой-либо концентрации напряжений, но в условиях сложного напряженного состояния. Компонентами тензора напряжений являются приведенные напряжения  $\langle \sigma_{11}^2 \rangle_m$  и  $\langle \sigma_{11}^2 \rangle_0$ , действующие в матрице, которые определяются соотношениями (3.62).

Для определения условий предельного состояния КАМ, учитывающего наличие сложного напряженного состояния в компонентах структуры композита, воспользуемся обобщенным критерием прочности Писаренко—Лебедева:

$$\chi\sigma_i + (1 - \chi)\sigma_1 = \sigma_p, \quad (3.68)$$

где  $\chi = \sigma_p/\sigma_c$ ;  $\sigma_p$  и  $\sigma_c$  — прочность матрицы КАМ соответственно при одноосном растяжении и сжатии.

Запишем составляющие уравнения (3.68) в обозначениях (3.58) для условий сжатия:

$$\sigma_i = \sigma_2 = \langle \sigma_{11}^2 \rangle_m; \quad \sigma_1 = \langle \sigma_{11}^2 \rangle_0. \quad (3.69)$$

Следовательно, подставляя (3.69) в (3.68), получаем условие предельного равновесия КАМ при одноосном сжатии:

$$\chi \langle \sigma_{11}^2 \rangle_m + (1 - \chi) \langle \sigma_{11}^2 \rangle_0 = \sigma_p.$$

Запишем это уравнение в виде

$$\langle \sigma_{11}^2 \rangle_m = -(1/\chi) [\sigma_p - (1 - \chi) \langle \sigma_{11}^2 \rangle_0]. \quad (3.70)$$

Подставляя выражения (3.58) и (3.59) в (3.70), окончательно получаем уравнение относительно прикладываемых напряжений:

$$\begin{aligned} \langle \sigma_{11} \rangle = & -3C_2 \left\{ \chi \left[ \frac{K_2}{K_3 K_0^*} (K_0^* - K_1) + 2 \frac{\mu_2}{\mu_3 \mu_0^*} (\mu_0^* - \mu_1) \right] \right\} \times \\ & \times \left\{ \sigma_p + (1 - \chi) \left[ \beta_2 + \frac{K_2}{K_3 C_2} (\langle \beta \rangle - 3K_1 \alpha_0^*) \right] \right\}. \end{aligned} \quad (3.71)$$

Используя обозначения, приведенные в (3.64), (3.65), уравнение (3.71) можно записать в упрощенном виде:

$$\langle \sigma_{11} \rangle = -(A/\chi) [\sigma_p - (1 - \chi)B\theta] = \langle \sigma_c^* \rangle. \quad (3.72)$$

Применяя аналогичный подход, выводим условия предельного состояния КАМ при одноосном растяжении:

$$\sigma_i = \langle \sigma_{11}^2 \rangle_m; \quad \sigma_1 = \langle \sigma_{11}^2 \rangle_m + \langle \sigma_{11}^2 \rangle_0. \quad (3.73)$$

Подставляя их в (3.68), получаем

$$\chi \langle \sigma_{11}^2 \rangle_m + (1 - \chi) (\langle \sigma_{11}^2 \rangle_m + \langle \sigma_{11}^2 \rangle_0) = \langle \sigma_p^* \rangle. \quad (3.74)$$

Запишем уравнение (3.74) относительно  $\langle \sigma_{11}^2 \rangle_m$ :

$$\langle \sigma_{11}^2 \rangle_m = \sigma_p - (1 - \chi) \langle \sigma_{11}^2 \rangle_0. \quad (3.75)$$

Подставляя выражения (3.60), (3.61) в (3.75) и выполняя необходимые выкладки, получаем окончательное уравнение, определяющее условие предельного состояния КАМ при одноосном растяжении:

$$\langle \sigma_{11} \rangle = A[\sigma_p + (1 - \chi)B\theta] = \langle \sigma_p^* \rangle. \quad (3.76)$$

Как уже отмечалось, для численной реализации выведенных условий предельного состояния КАМ (3.65), (3.67), (3.71) и (3.76) необходимо предва-

рительно определить все упругие и тепловые постоянные компонентов КАМ, входящие в перечисленные уравнения, и затем построить количественные зависимости прочности КАМ при одноосном растяжении или сжатии с учетом особенностей состава и структуры исследуемого композита.

Предлагаемая модель структуры КАМ, безусловно, абстрагирована от таких тонких особенностей, как зона взаимодействия алмаз—матрица ввиду отличия ее физико-механических свойств от свойств основных компонентов композита. На данном этапе при рассмотрении модели наличием этой зоны пренебрегаем, но не из-за того, что она не влияет на свойства КАМ в силу ее незначительного размера по толщине вокруг зерна алмаза (6...10 мкм) по сравнению с его приведенным размером, а потому, что ее физико-механические свойства пока неизвестны. Установив параметры основных физико-механических свойств этой переходной зоны, можно рассмотреть модель КАМ как трехкомпонентную среду с сохранением необходимой строгости решения соответствующих краевых задач теории упругости.

### 3.9. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

Выше рассмотрены модели деформирования и разработаны критерии предельного состояния двухкомпонентных композитов, содержащих стохастически распределенные дисперсные частицы твердой фазы. Также получены расчетные зависимости прочности КАМ. Но при этом были сделаны предположения, которые требуют экспериментальной проверки их адекватности. Ввиду того, что критерии прочности КАМ получены для случаев одноосного сжатия и растяжения, сосредоточим основное внимание на реализации именно этих видов механических испытаний применительно к КАМ с хрупкой матрицей. Для определения прочности КАМ с хрупкой матрицей при одноосном сжатии использовали цилиндрические образцы диаметром 8...10 мм с соотношением высоты цилиндра к его диаметру не менее 2 (рис. 3.29).

При изготовлении образцов выполнялись требования к плоскопараллельности рабочих торцов и их перпендикулярности оси цилиндра. Этот вид механических испытаний образцов КАМ относится к ординарным испытаниям, практически не отличающимся от метода испытания по определению предела прочности при сжатии сталей и сплавов, за исключением использования тонких прокладок из алюминиевой фольги ( $t \leq 20$  мкм), которые предназна-

чены для уменьшения трения между поверхностями торцов образцов и нагружающими опорами, выполненными из твердого сплава ВК6.

Испытания проводили на гидравлической машине типа ЦДМ-10ПУ, оснащенной электромеханической си-

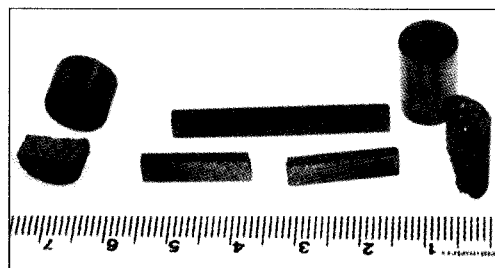


Рис. 3.29. Общий вид образцов КАМ для определения характеристик прочности

стемой измерения и регистрации параметров процесса деформирования по прикладываемой нагрузке и перемещению нагружающих опор. Для измерения линейных перемещений использовали экстензометр, позволяющий проводить измерения в диапазоне перемещений 0,01...0,5 мм, сигнал от которого поступает на вторую координату самописца. Погрешность измерений по каналам нагрузки и перемещений не превышает соответственно 2 и 1 %.

В процессе испытания записывается диаграмма деформирования образцов, с помощью которой можно не только определять предельные значения нагрузки, но и выявлять особенности деформирования материалов рассматриваемого класса. Для определения достоверных значений прочности исследуемых композитов испытывались 8...10 образцов каждой партии, а в качестве конечного результата вычислялось среднее значение прочности ( $R_{cm}$ ) и его среднеквадратическое отклонение  $\Delta R_{cm}$ . В рамках экспериментального исследования зависимости прочности КАМ от концентрации и зернистости алмазов ограничивались испытаниями только при комнатной температуре.

Наряду с исследованием по определению изменения прочности КАМ при одноосном сжатии ( $R_{cm}$ ) в зависимости от состава композитов, физико-механических свойств компонентов и степени повреждения алмазов проведено аналогичное исследование изменения прочности при одноосном растяжении. Однако, если в теоретических положениях и выводах разрешающих уравнений (3.70)—(3.76) условие предельного состояния КАМ при одноосном растяжении не содержит принципиальных отличий от условия предельного состояния при одноосном сжатии, то при экспериментальной реализации этого вида нагружения возникают существенные отличия. Они обусловлены прежде всего тем, что из-за относительно низкого сопротивления исследуемых материалов хрупкому разрушению разрушающие напряжения сильно зависят от состояния поверхности образцов вследствие известного эффекта Иоффе. Иными словами, при испытаниях весьма хрупких материалов, в том числе исследуемых композитов, в которых разрушение образцов происходит от растягивающих напряжений, определяется «конструкционная» прочность образца, а не прочность самого материала.

Поэтому в отличие от стандартных видов испытаний на растяжение сталей и сплавов прочность при растяжении твердых сплавов, керамики, стекол и других хрупких материалов определяют на основании косвенных данных или при специальных испытаниях. Так, для твердых сплавов и керамики общепринятым видом испытаний является поперечный трехточечный изгиб (ГОСТ 20019-74), на основании которого делают заключение о свойствах материала в условиях растягивающих (неравномерных) напряжений [119].

Сопротивление разрушению хрупких материалов в условиях растягивающих напряжений можно определить также при диаметральном сжатии диска, напряженное состояние которого хорошо известно из работ С.П. Тимошенко и В.И. Блоха. При этом виде деформирования в диске реализуется сложное напряженное состояние ( $\sigma_1/\sigma_3 = -3$ ), но из-за очень малой величины  $\chi$  ( $\chi = \sigma_p/\sigma_c$ ) разрушение происходит от растягивающих напряжений. Используя одну из теорий прочности в условиях сложного напряженного состояния и  $\sigma_c = R_{cm}$ , можно рассчитать прочность при одноосном растяжении.

Изложенный принцип является основой методики определения прочности на растяжение поликристаллических сверхтвердых материалов при статическом нагружении, разработанной в ИСМ НАНУ (СТП ИСМ 865-82). Для вычисления предельных растягивающих напряжений при сжатии дисковых образцов (диаметр 10 мм, толщина 3 мм) использовали прочность испытываемого материала при одноосном сжатии  $\sigma_c$  и критерий прочности при сложном напряженном состоянии Писаренко—Лебедева (3.52). Предельные напряжения рассчитывали по формуле

$$\sigma_p = 2\sigma_c\sigma_k / \sqrt{(\pi^2\sigma_k^2 - 48\sigma_c^2)}, \quad (3.77)$$

где  $\sigma_k$  — прочность при диаметральной сжатии,  $\sigma_k = P_d/Dt$ ;  $P_d$  — разрушающая нагрузка при диаметральной сжатии;  $D$ ,  $t$  — соответственно диаметр и толщина диска.

При деформировании диска растягивающие напряжения достигают максимума в центре диска и влияние поврежденной границы (поверхности) образца сводится к минимуму. На основании этого считаем, что определяемая в данном случае прочность в большей мере отражает именно свойства материала.

Как уже отмечалось, с помощью испытаний образцов на изгиб можно проанализировать характер разрушения материала от растягивающих напряжений. При этом исследуют призматические образцы, а процедура подготовки образцов и их испытания соответствуют ГОСТ 20019-74. Прочность хрупких материалов при одноосном растяжении можно определить приближенно из условия  $\sigma_p \approx 0,5 R_{pm}$ , которое согласно [119] имеет погрешность в пределах 10%. Кроме того, следует учитывать особенности состояния поверхности образцов КАМ после шлифовки, в результате чего разрушаются зерна алмазов, выходящие на поверхность. Эти разрушенные зерна (с приведенным диаметром  $d$ ), плотность распределения которых на поверхности образца  $m$  определяется выражением (3.45), представляют концентраторы напряжений в виде полусферических раковин. Количество таких раковин на поверхности разрушаемого сечения равно  $B\sqrt{m}$ . Суммарный объем раковин в сечении можно условно представить эквивалентной по объему поверхностной выточкой радиусом  $d/2$  и эквивалентной глубиной:

$$t' \approx \sqrt{(d^2\sqrt{m})}/6. \quad (3.78)$$

Для определения коэффициентов концентрации напряжений воспользуемся решением А.В. Верховского, приведенным в справочнике Г.Н. Савина и В.И. Тульчия [225] в виде номограммы изменения коэффициента концентрации напряжений  $k$  для изгибаемой полосы с выточкой. В зависимости от соответствующих геометрических параметров выточки по номограмме установлены коэффициенты концентрации напряжений для соответствующей глубины эквивалентной выточки  $t'$  и радиуса ее закругления  $d/2$ . Полученные значения для соответствующих диаметров зерна при их объемной концентрации приведены в п. 3.10. Здесь же представлены значения прочности на изгиб КАМ типа «Славутич» и твесал с различной концентрацией и зернистостью природных или синтетических алмазов разных марок.



Используя указанное приближенное соотношение  $\sigma_p \approx 0,5 R_{bm}$  и соответствующие значения  $k$ , рассчитывают значения  $\sigma_p \approx 0,5 k R_{bm}$ . Для значений  $\sigma_p$  для КАМ со стеклокерамической матрицей не требовалась коррекция, учитывающая концентрацию напряжений, так как образцы этого типа композита после спекания не подвергались шлифовке, а зерна алмазов на поверхности и в объеме этих образцов сохраняли свою сплошность. Сравнение предельных значений прочности рассматриваемых КАМ при растяжении с расчетными зависимостями  $\langle \sigma \rangle_p$ , приведенными в п. 3.10, показывает их удовлетворительное совпадение.

Возможность такой приближенной оценки  $\langle \sigma \rangle_p$  подтверждается также хорошим совпадением расчетных и экспериментальных значений  $\langle \sigma \rangle_p$  для композитов на основе  $\text{Si}_3\text{N}_4 + \text{TiN}$  и натрий-боросиликатного стекла с вольфрамовыми шариками [215]. На основании корреляции между экспериментальными и расчетными данными полагаем правомерными и физически обоснованными представления, положенные в основу модели деформирования и предельного состояния двухкомпонентного композита с учетом остаточных температурных напряжений и степени повреждения твердых частиц дисперсной фазы.

Проведенный анализ изменения прочности при растяжении является только дополнением к анализу прочности КАМ в условиях одноосного сжатия, поскольку в отличие от значений  $\langle \sigma_c^* \rangle$ , определенных в условиях, близких к одноосному сжатию образцов, экспериментальные значения  $\langle \sigma_n^* \rangle_m$  приближенно отражают характер изменения прочности при одноосном растяжении, однако в данном случае претендовать на оценку абсолютных экспериментальных значений  $\langle \sigma_p^* \rangle$  не следует.

В оценке влияния степени повреждения алмазов, их объемной концентрации и зернистости, а также концентрации напряжений около зерна на прочность КАМ полностью прослеживается аналогия между зависимостями, полученными для условий одноосного сжатия и растяжения. В этой аналогии нет ничего противоречивого, так как в силу проведенного выше анализа при смене знака приложенной внешней нагрузки изменяется только местоположение полюса максимальных растягивающих напряжений (от  $\varphi = 0$  до  $\varphi = \pi/2$ ), но в механизме разрушения композита не наблюдается сколь угодно существенных изменений. Следовательно, на основании проведенного сравнения теоретических расчетов с результатами эксперимента и установленной при этом их корреляции можно считать модель физически обоснованной, а разработанные условия предельного состояния КАМ — работоспособными.

### **3.10. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ СПЛАВА-РАСТВОРИТЕЛЯ НА ТЕРМОСТОЙКОСТЬ СИНТЕТИЧЕСКИХ АЛМАЗОВ РАЗЛИЧНЫХ РОСТОВЫХ СИСТЕМ ПРИ НАГРЕВЕ**

Из анализа, проведенного в п. 3.9, следует, что остаточная прочность синтетических алмазов зависит от теплофизических свойств включений сплавов-растворителей, захваченных в процесс спонтанного роста кристаллов алмаза в различных ростовых системах [52, 55, 57]. Проанализируем результаты испытаний

на прочность алмазов в различных ростовых системах в исходном состоянии и после термической обработки. Определение прочности порошков синтетических алмазов исследуемых марок проводили согласно ДСТУ 3292-95 [226]. В результате были определены средние значения всех данных, полученных при испытании каждой партии порошка (табл. 3.9). Гистограммы распределений прочности зерен алмаза при разрушающих усилиях испытанных партий порошков алмазов с различными сплавами-растворителями приведены на рис. 3.30—3.36. Среднеквадратические значения прочности всех испытываемых порошков алмаза приведены также в табл. 3.9.

Далее эти же порошки алмаза с разными сплавами-растворителями были термообработаны в кварцевой проходной печи при температуре 1000 °С в среде азота продолжительностью 5 мин. После термообработки партии алмазов были испытаны согласно ДСТУ 3292-95 на специализированном испытательном при-

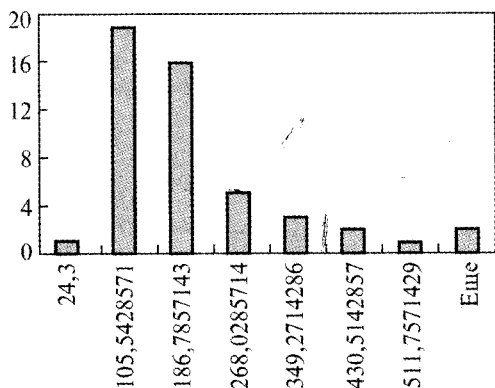


Рис. 3.30. Гистограмма распределения прочности зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе C—40Ni + 60Mn + 0,8 %Si

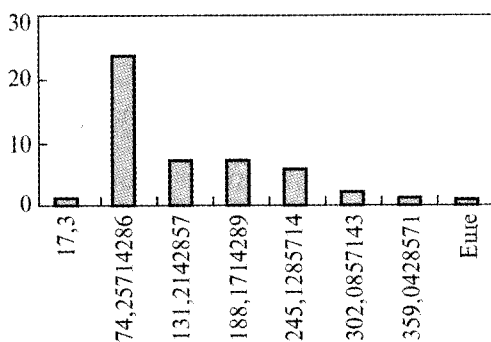


Рис. 3.31. Гистограмма распределения прочности зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе C—48Ni + 48Fe + 4Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>

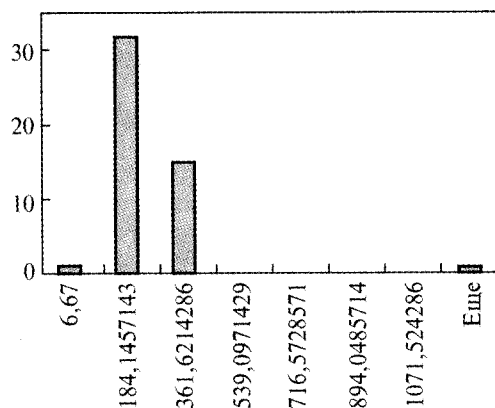


Рис. 3.32. Гистограмма распределения прочности зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе C—26,4Fe + 61,6Co + 12Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>

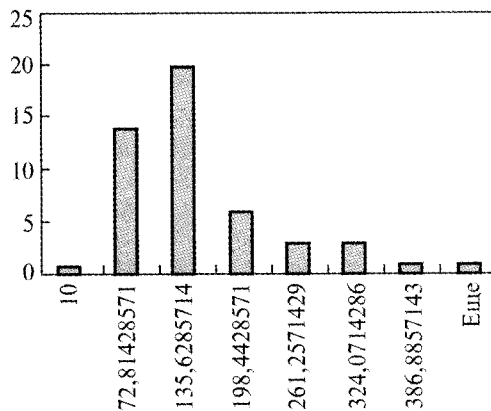


Рис. 3.33. Гистограмма распределения прочности зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе C—95Fe + 5Si

### 3.10. Влияние термического расширения сплава-растворителя ...

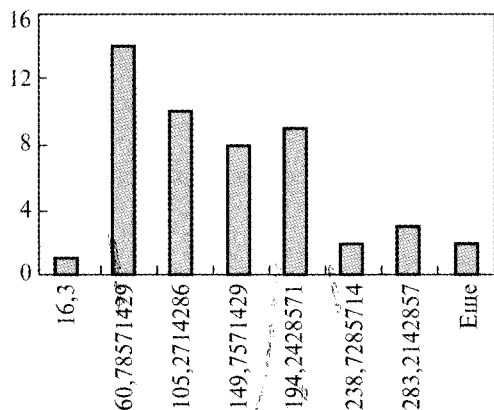


Рис. 3.34. Гистограмма распределения прочности зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе C—44Fe + 44Co + 12Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>

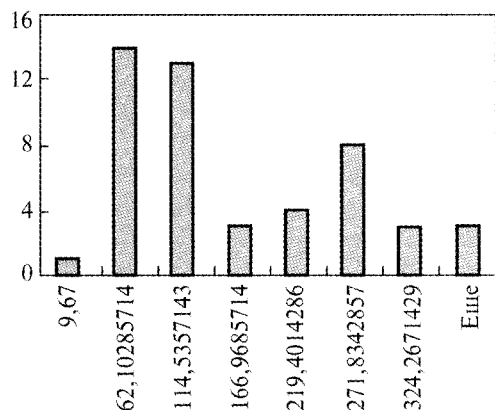


Рис. 3.35. Гистограмма распределения прочности зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе C—88Co + 12Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>

боре ДА-3 и построены их гистограммы распределения значений прочности (рис. 3.37—3.43). Полученные среднеквадратические значения прочности испытанных порошков алмаза приведены в табл. 3.10.

Из приведенных рисунков видно, что все трещины, которые образуются в зернах алмазов после термообработки, независимо от типа ростовой системы, расположены исключительно в плоскостях (111) (см. рис. 3.44—3.50). Обобщенные данные по изменению остаточной прочности зерен алмаза исследуемых систем приведены в табл. 3.10.

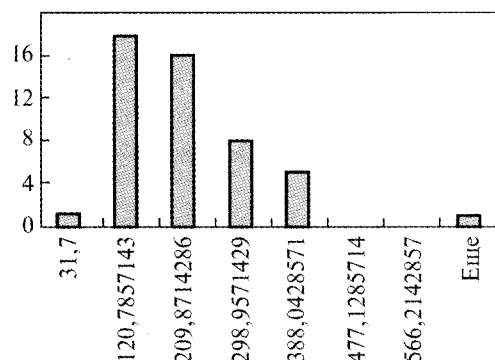


Рис. 3.36. Гистограмма распределения прочности зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе C—40Ni + 59Mn + 1,0 %Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>

Таблица 3.9. Исходная статическая прочность порошков алмазов без термообработки (погрешность не превышает 20 %)

Тип сплава-растворителя	Соответствующая марка	Диапазон значений прочности, Н	Среднеквадратическое значение прочности, Н
40Ni + 59,2Mn + 0,8 %Si	ACC100 315/250	129...161	137,4
40Ni + 59Mn + 1 %Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	ACC100	129...161	150,1
48Ni + 48Fe + 4Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	ACC65	90...102	93,9
44Fe + 44Co + 12Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	ACC65	90...102	97,8
26,4Fe + 61,6Co + 12Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	ACC80	102...129	125,1
95Fe + 5Si	ACC80	102...129	105,4
88Co + 12Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	ACC80	102...129	113,6

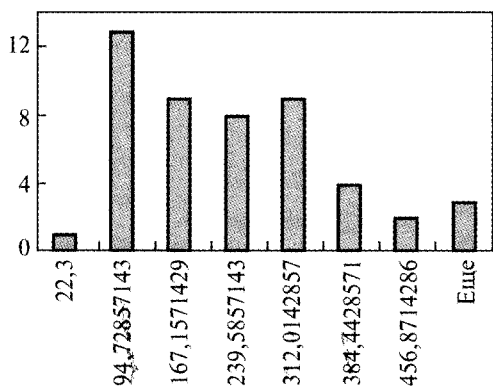


Рис. 3.37. Гистограмма распределения прочности зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе  $C-40Ni + 60Mn + 0,8\%Si$ , после термообработки

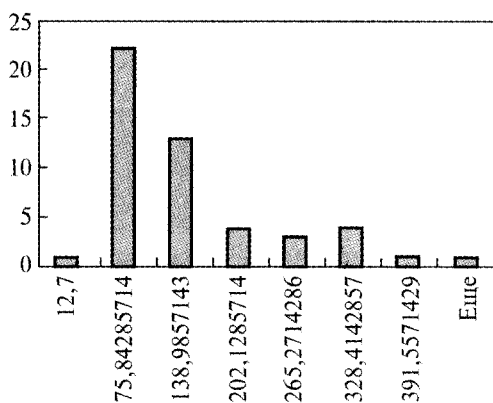


Рис. 3.38. Гистограмма распределения прочности зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе  $C-40Ni + 60Mn + 1,0\%Cr_3C_2$ , после термообработки

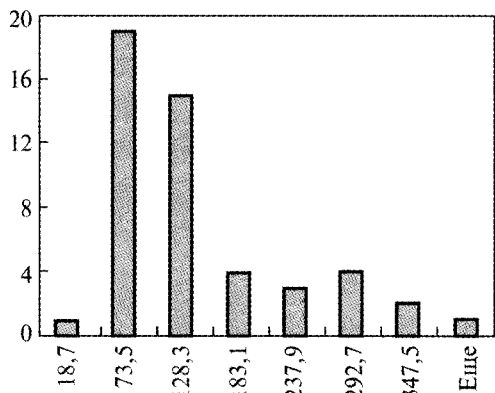


Рис. 3.39. Гистограмма распределения прочности зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе  $C-44Fe + 44Co + 12Cr_3C_2$ , после термообработки

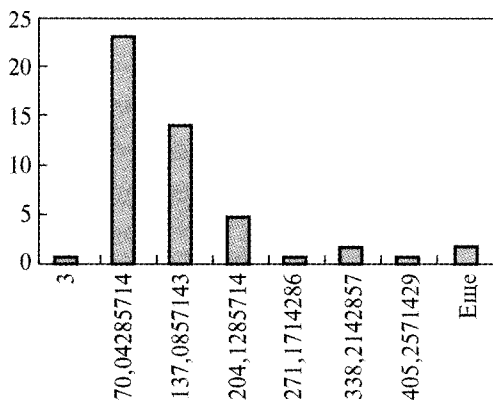


Рис. 3.40. Гистограмма распределения прочности зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе  $C-95Fe + 5Si$ , после термообработки

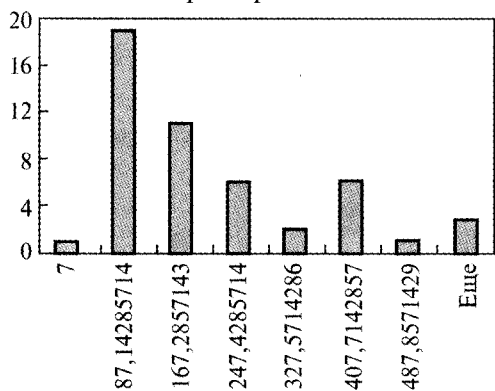


Рис. 3.41. Гистограмма распределения прочности зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе  $C-88Co + 12Cr_3C_2$ , после термообработки

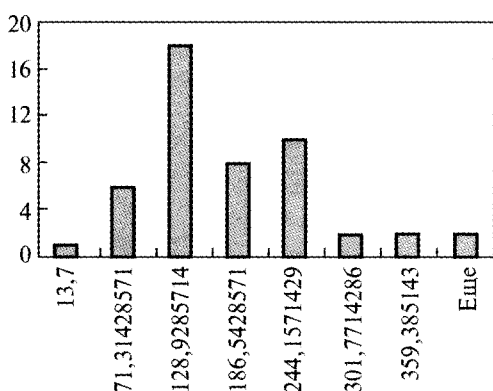


Рис. 3.42. Гистограмма распределения прочности зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе  $C-26,4Fe + 61,6Co + 12Cr_3C_2$ , после термообработки

Рис. 3.43. Гистограмма распределения прочности зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе  $C-48Ni + 48Fe + 4Cr_3C_2$ , после термообработки

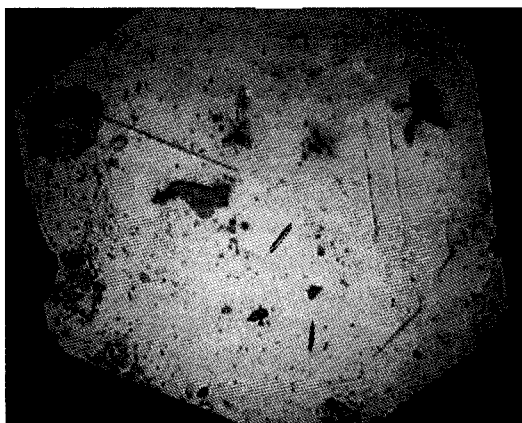
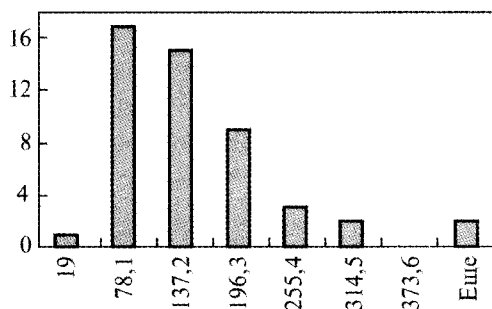


Рис. 3.44. Фотографии зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе  $C-Mn/Ni(40/60) + 0,8\%Si$ , с трещинами после термообработки ( $1000\text{ }^{\circ}C$  в среде азота 5 мин)

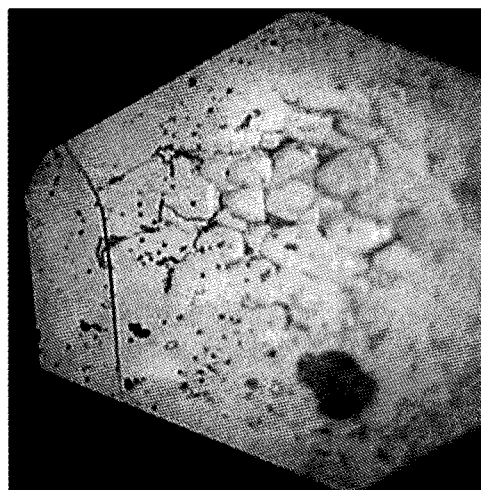
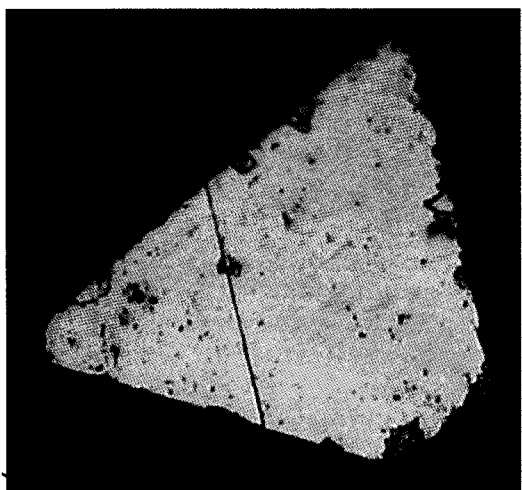


Рис. 3.45. Фотографии зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе  $C-40\%Mn + 59\%Ni + 1\%Cr_3C_2$ , с трещинами после термообработки ( $1000\text{ }^{\circ}C$  в среде азота 5 мин)

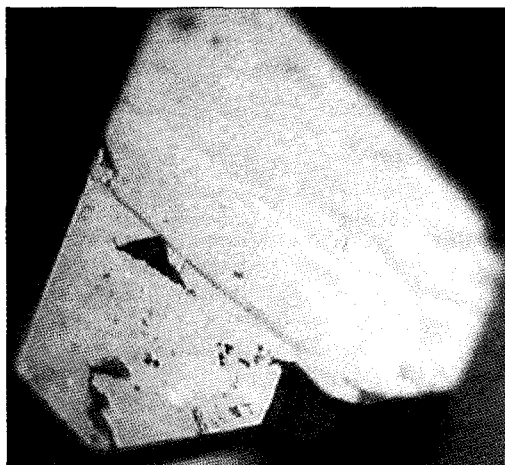
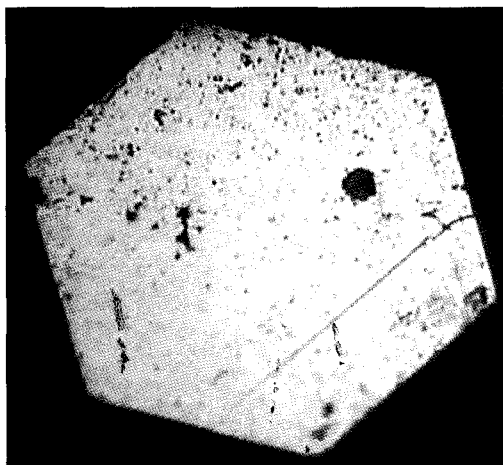


Рис. 3.46. Фотографии зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе С—48 %Ni + 48 %Fe + 4 %Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, с трещинами после термообработки (1000 °С в среде азота 5 мин)

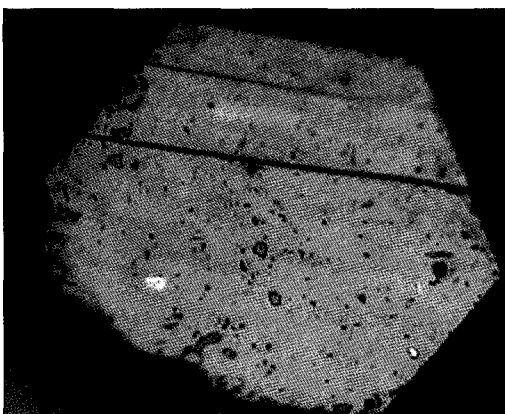
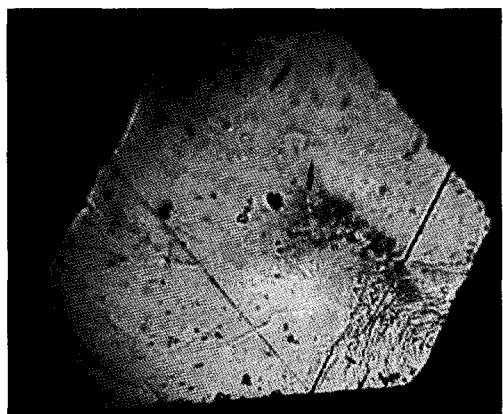


Рис. 3.47. Фотографии зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе С—44 %Fe + 44 %Co + 12 %Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, с трещинами после термообработки (1000 °С в среде азота 5 мин)

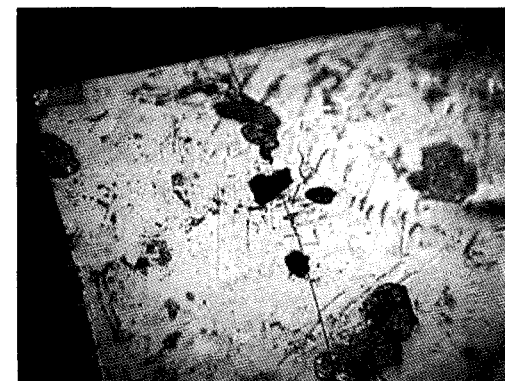
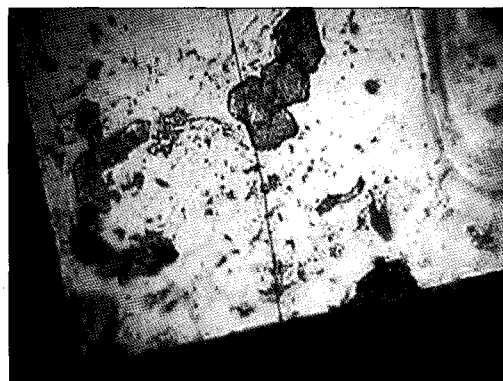


Рис. 3.48. Фотографии зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе С—26,4Fe + 61,6 %Co + 12 %Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, с трещинами после термообработки (1000 °С в среде азота 5 мин)

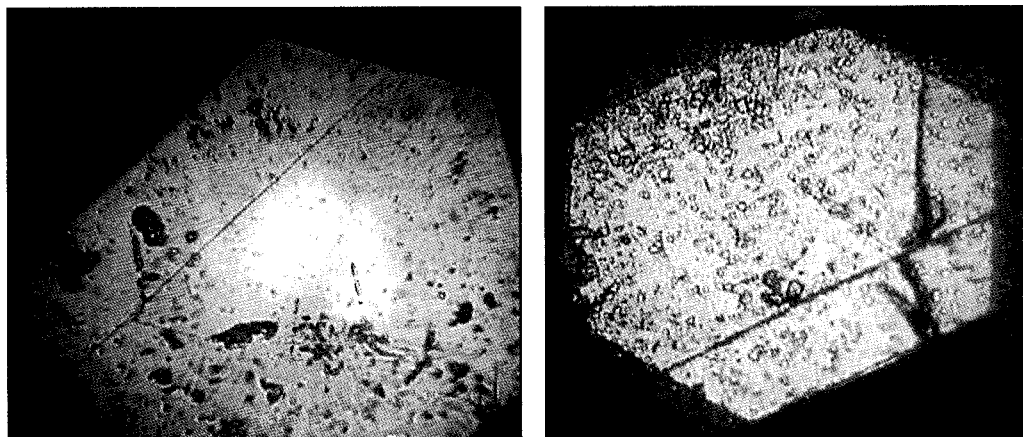


Рис. 3.49. Фотографии зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе C—95 %Fe + 5 %Si, с трещинами после термообработки (1000 °С в среде азота 5 мин)

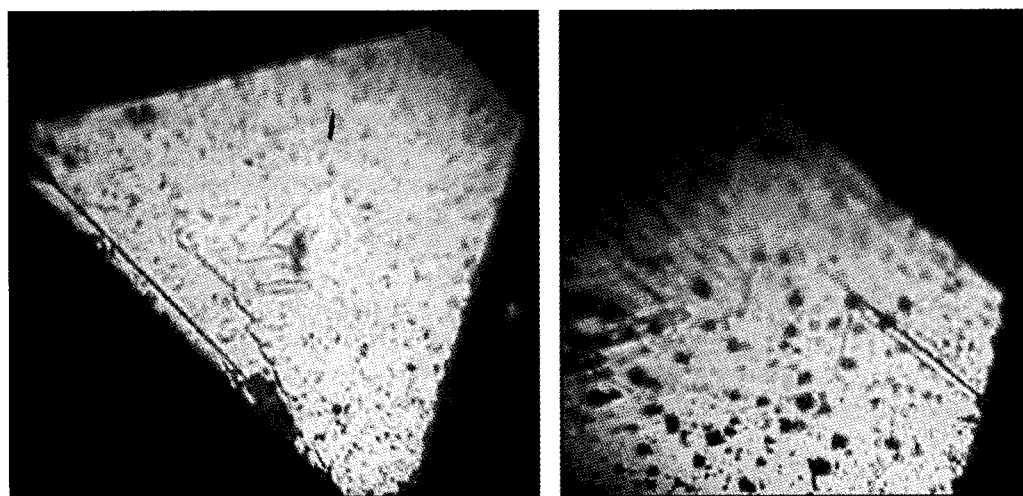


Рис. 3.50. Фотографии зерен алмаза, синтезированных в ростовой системе C—88 % C + 12 %  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , с трещинами после термообработки (1000 °С в среде азота 5 мин)

Большое внимание изучению влияния температуры на разупрочнение алмазов уделяли зарубежные исследователи. Например, фирмой «Element Six» (ранее «De Beers», Ирландия) для порошков типа SDA от 25 до 100S была разработана девятибалльная шкала (рис. 3.51), на которой графически показаны степени потери исходной прочности порошков после термообработки при температурах 900 или 1100 °С [56]. Так, если высокопрочные алмазы марки SDA 100S после нагрева до 1100 °С теряют только 2/9 части от исходной прочности, то алмазы марки SDA 25 — 8/9 соответственно. На диаграмме также показано, как это отражается на потере износостойкости указанных алмазов (см. рис. 3.51).

Таблица 3.10. Влияние термообработки на статическую прочность синтетических алмазов разных ростовых систем

Тип сплава-растворителя	Соответствующая марка	Диапазон значений прочности, Н	Среднеквадратическое значение прочности, Н
40Ni + 59,2Mn + 0,8 %Si	ACC100 315/250	161...205	125,7
40Ni + 59Mn + 1 %Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	ACC100	90...102	75,8
48Ni + 48Fe + 4Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	ACC65	102...129	78,9
44Fe + 44Co + 12Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	ACC65	90...102	99,1
26,4Fe + 61,6Co + 12Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	ACC80	118...146	131,8
95Fe + 5Si	ACC80	102...129	105,5
88Co + 12Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	ACC80	129...161	129,7

Работ, посвященных анализу механизмов, которые приводят к снижению термостойкости, опубликовано чрезвычайно мало, что связано, очевидно, не только со сложностью объекта исследования, но и с количеством факторов влияния на эту характеристику. Среди немногих публикаций, посвященных этой фундаментальной проблеме, отметим работу Т.Р. Энтони [227]. Он проанализировал состояние алмаза на границе со сплавом-растворителем, в частности типа Fe-Ni, на нескольких стадиях термобаричного состояния алмаза: охлаждение алмаза под давлением после синтеза; нагрев под давлением с последующим охлаждением. Им установлено, что причиной разупрочнения синтетических алмазов могут быть фазовые превращения при охлаждении после нагрева алмазов с включениями сплава-растворителя типа Fe-Ni или Fe-Si, в которых вследствие растворения углерода в железе формируется аустенит, при охлаждении переходящий в состояние бейнита с уменьшением плотности до 7,75 г/см<sup>3</sup>. Вследствие этого увеличивается его объем  $\Delta V = +0,64\%$  и формируется внутреннее избыточное давление, которое приводит к образованию растягивающих напряжений в алмазе. Т.Р. Энтони обращает внимание на то, что на границе раздела фаз напряжения в алмазе достигают уровня напряжений течения.

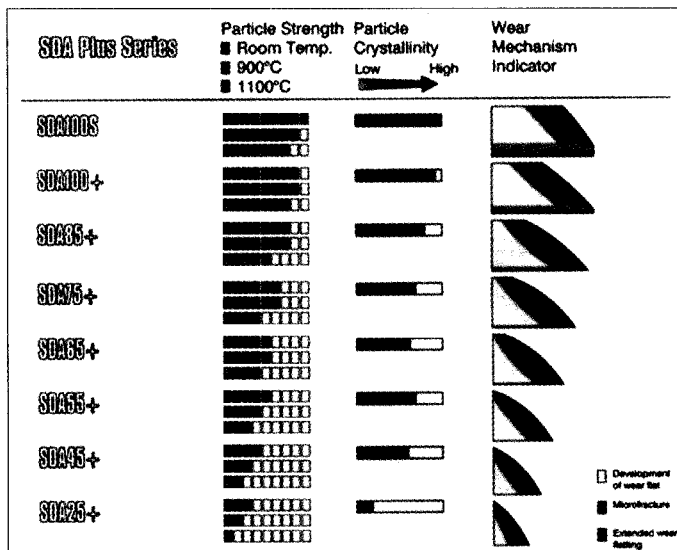


Рис. 3.51. Диаграмма изменения термостойкости алмазов разных марок, которые выпускаются фирмой «Element Six» [56]



Не менее интересна гипотеза причины растрескивания алмазов при нагреве, впервые высказанная Дж. Галлахером, П. Сканлоном и С. Нейлером [228]: снижение термостойкости синтетических алмазов в результате нагрева вызвано рекатализом алмаза на границе с включением сплава-растворителя во время нагрева при отсутствии высокого давления, вследствие чего алмаз в определенном объеме переходит в состояние графита:  $\rho_{\text{алм}} = 3,5 \rightarrow \rho_{\text{граф}} = 1,7 \text{ г/см}^3$  с увеличением объема  $\Delta V = +51 \%$ . Это, безусловно, вызывает существенное увеличение внутренних напряжений на границе раздела фаз в системе алмаз—графит—включение и, как следствие, растрескивание зерен алмаза.

В работах [27, 52, 57] исследовано термоупругое несоответствие компонентов системы алмаз—включение. Влияние остаточных температурных напряжений, которые возникают в компонентах композита в процессе охлаждения ниже температуры формирования структуры композита вследствие различия их свойств температурного расширения, было проанализировано многими исследователями.

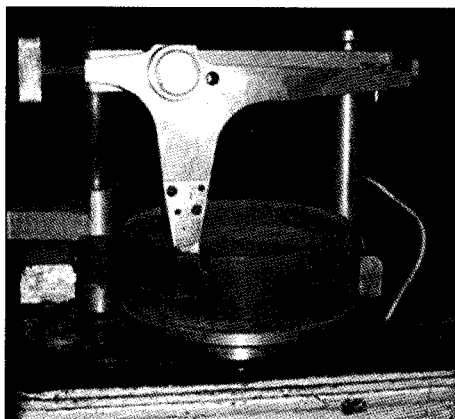
### 3.11. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСодЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

Износостойкость — одна из наиболее востребованных характеристик рассматриваемого класса композиционных материалов. Этому свойству посвящены работы Н.В. Цыпина, И.Ф. Вовчановского, Н.А. Бондаренко [7, 8, 31]. Испытания вставок на износостойкость проводили [8] на стандартной машине трения под нагрузкой до 100 Н (например, на испытательной машине трения АИ-2, рис. 3.52). Однако нагрузки 100...200 Н не дают возможность наблюдать процесс интенсивного изнашивания вставок на критических режимах. Испытания вставок КАМ на критических режимах их изнашивания проводят на специализированном испытательном стенде ШПС-73М (рис. 3.53), на котором можно в широком диапазоне изменять нагрузку на вставки (до 1,5 кН) за счет изменения грузов и окружной скорости движения вставок по блоку горной породы [229].

Процесс изнашивания металлических или композиционных образцов осуществляли по стандартным схемам, принятым в трибологии, в частности, во «вращающейся чаше» (см. рис. 3.52) или по блоку горной породы в среде охлаждающей жидкости в условиях, которые достаточно близко имитируют условия в реальной паре трения вставка—горная порода.

При испытаниях образцов методом «вращающейся чаши» исходили из соображений о близости окружной скорости при вращении чаши (1,5...2,5 м/с) средней

Рис. 3.52. Общий вид испытательной машины АИ-2 для испытаний образцов КАМ и связок методом «вращающейся чаши» по блоку абразивной породы



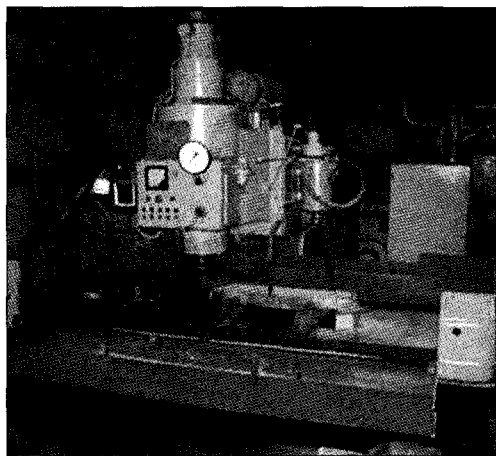
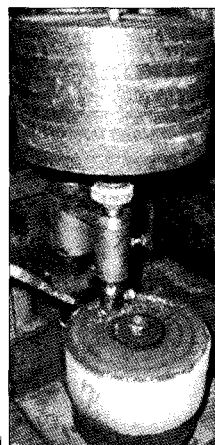
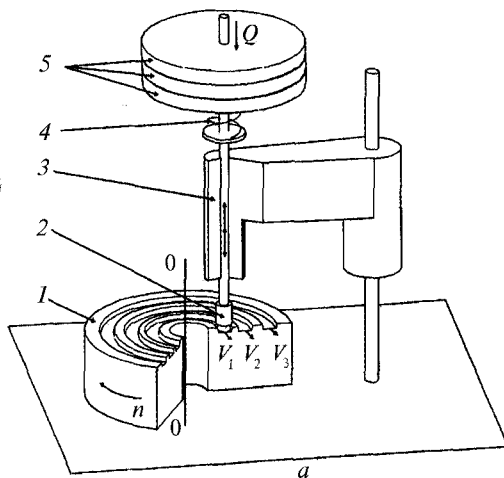


Рис. 3.53. Стенд для испытания вставок из композиционных алмазосодержащих материалов для буровых инструментов ШПС-73М [229]

Рис. 3.54. Схема устройства для испытаний спеченных вставок КАМ на износостойкость по блоку горной породы (а) и общий вид испытательной установки (б): 1 — вращающийся блок породы; 2 — испытываемый образец КАМ; 3 — станина; 4 — вал; 5 — набор грузов



скорости диапазона скоростей вращения бурового инструмента. Полагаем, что различия в механизмах образования повреждений в поверхностных слоях образца и реальной вставки в долоте не должны вносить существенное количественное различие в значения интенсивности их изнашивания.

Износостойкость КАМ определяли по уменьшению массы вставки относительно массы разрушенной породы (шлама), мг/кг, либо интенсивность изнашивания определяли как изменение линейного износа по высоте вставки, отнесенное к длине пути бурения, мм/м.

Экспресс-оценку износостойкости вставок выполняли на испытательном устройстве (рис. 3.54) при резании вращающегося с постоянной скоростью блока породы под действием постоянной нагрузки до 160 Н.

## **КОМПОЗИЦИОННЫЕ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИЕ МАТЕРИАЛЫ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ, КЕРАМИЧЕСКИХ И ПОЛИМЕРНЫХ СВЯЗКАХ**

### **4.1. КОМПОЗИЦИОННЫЕ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИЕ МАТЕРИАЛЫ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СВЯЗКАХ**

Алмазные абразивные инструменты с функциональным слоем на основе металлической матрицы (связки) применяются в процессах интенсивной абразивной обработки, которые отличаются высокой интенсивностью режимов съема обрабатываемого материала, экстремальными триботехническими условиями и знакопеременными термомеханическими нагрузками. К процессам такого типа относятся черновое шлифование, резка, сверление и шлифование природных и искусственных строительных материалов, в том числе стекла, керамики, огнеупоров, бурение горных пород, хонингование труднообрабатываемых металлических материалов и т. п. Очевидно, что в таком многообразии областей применения используются практически все шлифпорошки высокопрочных синтетических алмазов, что в свою очередь предопределяет необходимость создания специальных металлокомпозитов с возможностью изменения физико-механических и триботехнических характеристик в широком диапазоне. Классификация связок и параметров режимов спекания композитов, применяемых при изготовлении инструментов для различных областей машиностроения и камнеобработки, приведена на рис. 4.1.

Выясним, в каких диапазонах изменяется твердость рабочих слоев абразивных алмазных инструментов, составляющая от 40 до 100 HRB, а ударная вязкость — от 3 до 90 кДж/м<sup>2</sup> (табл. 4.1) [230, 231]. При производстве инструмента на основе алмазных композитов на металлических связках для обеспечения такого широкого диапазона характеристик используется целый ряд технологических методов порошковой металлургии и более 50 составов различных металлических связок [232, 233]. Рассмотрим свойства основных из них (см. табл. 4.1).

Алмазные круги на металлических связках имеют весьма широкие области применения, так как по сравнению с кругами на органических и керамических связках они обладают более высокой износостойкостью. Инструмент на металлических связках применяется для обработки различных труднообрабатываемых материалов, таких как твердые сплавы, природные строительные материалы, кварц, полупроводники и др. Металлические связки представляют собой композицию металлов, легированную различными элементами или их соединениями [51, 234]. Для регулирования физико-механических и химических свойств связок в них вводят различные добавки — наполнители и высокотемпературные твердые смазки.

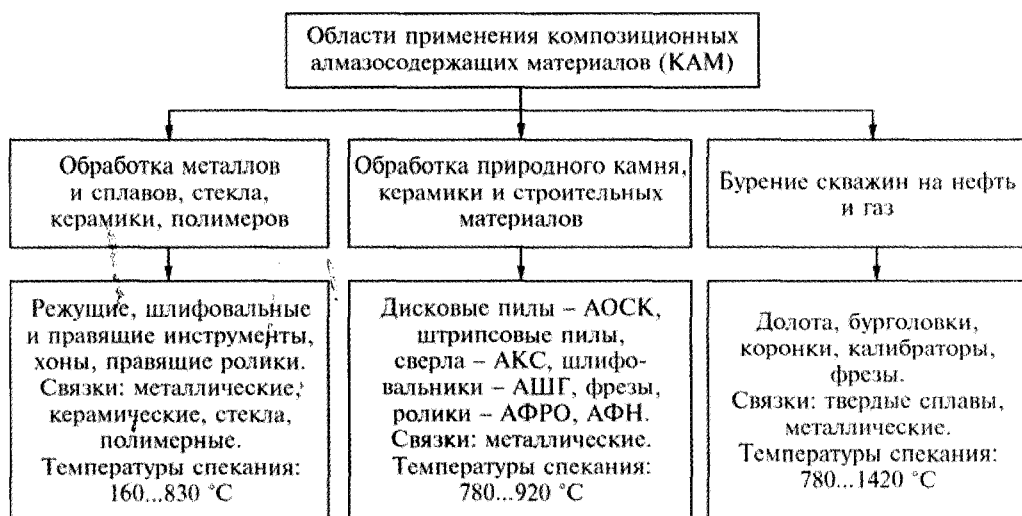


Рис. 4.1. Классификация связок и параметров режимов спекания композитов, применяемых для изготовления инструментов в машиностроении и породоразрушении

Наиболее широко представлены металлические связки на основе медно-оловянных композиций (бронза). Они наиболее распространены в нашей стране и за рубежом. Как правило, их основа — смесь 80 % меди и 20 % (мас. доля) олова.

Связки на основе медь-олово (см. табл. 4.1) предназначены для изготовления шлифовальных и отрезных кругов, хонинговальных брусков и сверл. Инструменты на основе связок медь-олово применяют для обработки с охлаждением твердых сплавов и неметаллических материалов.

Для обработки стальных изделий используют процессы электрохимической и электроэрозионной обработки. Анализ показывает, что только небольшое количество составов связок являются чисто металлическими, а в остальных используют различные компоненты из неметаллических материалов [236]. Например, отметим введение фтористого кальция и аналогичных соединений, а

Таблица 4.1. Свойства различных групп металлических связок [41, 42, 234, 235]

Группа сравниваемых металлических связок	$R_{\text{вн}}$ , МПа	Ударная вязкость, кДж/м <sup>2</sup>	Твердость, HRB
Связки группы М6 для камнеобработки	700...1140	29,5...87,5	85...101
Связки группы М5 для хонингования	380...650	6,8...12,6	80...96
Связки группы М2 для черного шлифования	320...620	8,1...18,0	82...96
Связки группы М1 для чистового шлифования	162...203	2,4...6,3	70...95
Универсальная металлическая матрица Cu-Sn-NiAl <sub>3</sub>	400...550	8,0...17,2	88...109
Универсальная металлическая матрица Cu-Al-Zn-Ni	150...250	5,0...7,0	85...102
Термореактивные титансодержащие композиты	38...163	0,9...3,1	36...96
Термореактивные безтитановые композиты	162...403	4,4...10,7	82...97

также сульфида молибдена. Эти материалы снижают пластичность связки, охрупчивают материал композиции, уменьшают склонность инструмента к засаливанию. С этой же целью в состав вводят другие хрупкие и твердые материалы — стекло, буру, карбид бора, которые улучшают работоспособность связки при обработке вязких материалов. Снижение пластичности матрицы на основе медь-олово достигается также введением инертных, не взаимодействующих с основой, наполнителей: порошков карбида вольфрама и кремния, диборида титана, оксидов алюминия, аэросила и др. Для улучшения структуры, создания равномерной распределенной пористости в составы связок на основе медь-олово вводят разлагающиеся при спекании материалы, например, оксалаты щелочных металлов, кальция и магния, а для снижения температуры спекания — сурьму, фосфор в виде сплавов с медью.

К недостаткам связок на основе медь-олово следует отнести склонность к потере режущих свойств (засаливанию) при длительной работе. Даже введением значительного (до 15—30 % (объемная доля)) количества наполнителя не удастся устранить этот недостаток. Температура спекания и уплотнения алмазно-металлических композиций на основе медь-олово достаточно высока. Для снижения температуры спекания, создания более хрупких металлических связок используют композиции на легкоплавких основах. В частности, широкое распространение получили связки на основе медь-алюминий-цинк, температура спекания которых на 200...250 °С ниже по сравнению с бронзовой основой. Естественно, что прочностные свойства таких композитов в 2...3 раза меньше, но за счет высокой твердости и оптимального соотношения прочностных характеристик алмазных порошков и металлической основы они позволяют производить эффективную обработку деталей как из твердого сплава, так и из стали [237].

При резке и обработке природного камня, строительных материалов, хонинговании изделий из особо прочных закаленных сталей и отбеленного чугуна необходимо использовать металлоалмазные композиты с повышенной прочностью, вязкостью и износостойкостью (табл. 4.2). Такие композиты обычно изготавливают на основе железо-никель-кобальтовых сплавов. Технологические параметры их изготовления (температура спекания, давление брикетирования и горячего прессования) существенно выше, чем для композиций на бронзовой основе и превышают предельные характеристики жаропрочности используемой оснастки. Поэтому часто для изготовления композитов на основе металлов триады железа используют метод горячего прессования, позволяющий уменьшить время нагрева и давление горячего прессования.

Особое внимание следует уделить совершенствованию существующих и разработке новых термореактивных композитов, поскольку их применение способствует значительной экономии материальных, энергетических и трудовых ресурсов за счет быстрого (4...10 мин) спекания изделий без использования жаропрочных пресс-форм.

Рабочий слой инструмента из сверхтвердых материалов представляет собой гетерофазный композиционный материал, в котором абразивные зерна равномерно распределены в металлической матрице (связке). Связка, как правило, состоит из металлической основы, наполнителей и высокотемпературных твердых смазок.

Таблица 4.2. Составы и физико-механические свойства основных металлических связок для алмазных инструментов [51]

Свойство связки	M2-01 (M1)	M6-14 (MЖ)	M6-15 (M3)	M6-16 (M03)
Химический состав фаз, % (массовая доля)	Cu — 80 Sn — 20	Cu — 32 Fe — 51 Ni — 9 Sn — 8	Cu — 81 Sn — 14 Fe — 5	Co — 99 Fe — 1
Температура спекания, °С	750 ± 15	800 ± 1	750 ± 15	830 ± 15
Предел прочности при сжатии $R_{cm}$ , МПа	1170	1570	1340	1860
Предел прочности при изгибе $R_{bm}$ , МПа	550	1030	700	1140
Сопротивление сдвигу, МПа	290	470	360	510
Прочность алмазодержания $\sigma_a$ , МПа	190	240	210	270
Твердость, HRB	92	97 (101)	85	97
Удельная ударная вязкость $a_i$ , кДж/м <sup>2</sup>	18,8	29,5	87,5	66,1
Относительная усадка при сжатии, %	13	11	27	23
КТР $\alpha$ , 10 <sup>-6</sup> К <sup>-1</sup>	18,7	15,6	16,6	13,0
Плотность, г/см <sup>3</sup>	8,55	8,19	8,21	8,68
Относительная износостойкость, I	1	1,77	0,79	1,82

В зависимости от назначения и условий эксплуатации инструмента и свойств используемых алмазов выбирается основа связки и соотношение компонентов в объеме рабочего слоя. Это требует разработки композиционных материалов, сочетающих различные по свойствам компоненты, что предопределяет решение многих вопросов относительно их взаимодействия, а также композита с обрабатываемым материалом, продуктами шлифования и смазочно-охлаждающими жидкостями (СОЖ), оптимизации концентрации алмазов в рабочем слое, соответствия металлической матрицы и алмазов по прочности и износостойкости.

Основное назначение связки — удержание зерен алмаза на поверхности рабочего слоя инструмента на протяжении всего периода их активного взаимодействия с обрабатываемым материалом, а затем постепенное обнажение новых слоев зерен [230, 231]. Исходя из этого, отметим, что важнейшим моментом формирования композиционных алмазосодержащих материалов на металлической связке являются соблюдение соотношения прочности зерен алмаза и обеспечение их удержания в связке, интенсивности изнашивания зерен и связки [232, 233].

Параметры процесса абразивной алмазной обработки конкретного материала однозначно определяют марку и размер зерен алмаза в рабочем слое инструмента, а также оптимальное их выступание из связки. Зерно, закрепленное в связке, участвует в процессе шлифования до момента вырыва из связки, когда глубина заделки зерна достигает критического значения. При этом стойкость единичного зерна зависит от скорости изнашивания связки. Рассматривают три случая, влияющих на максимальный период стойкости материала связки: I — интенсивности изнашивания зерна алмаза и связки соизмеримы; II — происходит интенсивное изнашивание связки рабочего

слоя с крайне неэффективным использованием алмаза; III — инструмент теряет режущие свойства в результате затупления зерен.

Следовательно, интенсивность изнашивания связки в результате взаимодействия с обрабатываемым материалом и продуктами шлифования должна как можно больше соответствовать интенсивности изнашивания зерна алмаза в процессе микрорезания. Это положение определяет, с одной стороны, работу элемента рабочего слоя в режиме самозатачивания, с другой — максимальную стойкость материала связки [29]. Другим важным фактором увеличения периода стойкости единичного алмазного зерна является прочность его закрепления в связке, которая определяет коэффициент эффективного использования алмаза. Таким образом, при одинаковой прочности порошка алмаза и удерживающей способности связки необходима меньшая глубина заделки зерна.

Из анализа работы элемента рабочего слоя в условиях самозатачивания следует, что комплексными критериями формирования металлических связок могут служить износостойкость материала связки и прочность алмазоудержания. Для подтверждения этого важного положения была изучена взаимосвязь износостойкости и алмазоудержания с физико-механическими свойствами связок и их работоспособностью применительно к камнеобрабатывающему инструменту на металлических связках [6, 9, 41, 42]. В табл. 4.1 и 4.2 приведены характеристики основных металлических связок марок М2-01, М6-15, М6-14, М6-16, сходных по областям применения, технологии изготовления и типу структуры.

Алмазные композиты традиционно получают методами порошковой металлургии. Суть этих методов в том, что зерна алмаза предварительно смешивают с порошкообразной шихтой металлической связки, затем подвергают механотермической обработке. Далее порошковую смесь брикетируют в пресс-формах с целью придания ей формы готового изделия с пористостью 30...40 % (объемная доля), а затем спекают при температуре, обеспечивающей размягчение или плавление основы связки. В зависимости от материала связки, интенсивности процесса спекания и необходимых свойств конечного изделия при изготовлении инструмента с алмазным рабочим слоем применяют до десяти различных методов порошковой металлургии (см. главу 2). Наиболее часто используют метод, который предполагает спекание брикета при температуре, составляющей  $(0,7...0,8) T_{пл}$  основного компонента связки, с последующей его допрессовкой при температуре спекания [62].

Для получения изделий из алмазных композитов на основе тугоплавких металлов, например импрегнированных алмазных буровых коронок, используют метод пропитки (инфильтрации) жидкой фазой [236], который заключается в предварительном брикетировании алмазосодержащей шихты с последующей пропиткой относительно легкоплавкими металлами. Существенным отличием этого метода при изготовлении алмазного инструмента является спекание брикета в процессе пропитки [237].

В отличие от перечисленных технологических процессов метод спекания под давлением [238] выгодно отличается тем, что операции спекания и горячей допрессовки здесь совмещены. Это позволяет устранить транспортировку горячих пресс-форм из печи под пресс и значительно снизить давление прессы. Однако этот метод требует применения специальных пресс-печей с защитной средой, да и сам процесс довольно длительный (более 7 ч).

Большой интерес представляет метод горячего прессования, отличающийся от предыдущего большей интенсивностью нагрева изделий и меньшим приложенным давлением [239]. Быстрый нагрев изделия достигается либо за счет пропуска электрического тока через детали графитовой пресс-формы, либо за счет индукционного нагрева токами высокой или средней частоты. Наиболее существенным результатом горячего прессования следует считать сокращение длительности уплотнения материала (4...6 мин) и получение брикетов с минимальной пористостью при сравнительно малых давлениях прессования. Это особенно важно для хрупких металлов и соединений типа карбидов, боридов и др.

Разработанный в последнее время метод свободного спекания в вакууме отличается широкими возможностями в части адгезионного закрепления частиц абразива и наполнителя [240, 241]. Материалы, полученные этим методом, представляют собой жесткий каркас, скрепленный адгезионно-активным металлическим расплавом.

Из других методов порошковой металлургии следует отметить электро-разрядное спекание, при котором термообработку изделий проводят, пропуская электрический ток через брикет в неэлектропроводной пресс-форме [242]. Весьма перспективным является метод терморективного спекания, при котором для термообработки изделия используется тепло экзотермических реакций взаимодействия между исходными ингредиентами металлокомпозиата [243—245]. Спекание брикета осуществляют в свободном состоянии с предварительным нагревом до температуры начала реакции.

Физико-механические свойства связок определяют по стандартным методикам, а прочность алмазоудержания и скорость износа — по методикам, разработанным в ИСМ НАНУ [235, 246].

Анализ взаимосвязи алмазоудержания со свойствами связок показал, что наиболее вероятна корреляция с прочностью связок, поскольку в основе процесса вырыва зерна лежит объемная деформация связки. Действительно, коэффициент корреляции прочности алмазоудержания с пределом прочности при сжатии и изгибе равен 0,996 и 0,979 соответственно. Наиболее достоверно (1%-ный уровень значимости) с прочностью алмазоудержания коррелирует предел прочности при сжатии. Уравнение регрессии для этой зависимости имеет вид  $\sigma_a = 12,4 + 0,074 R_{cm}$ . Показатели пластичности связок — ударная вязкость и относительная осадка при сжатии — практически не влияют на прочность закрепления зерен алмаза (коэффициент корреляции  $r_0$  составляет соответственно 0,079 и 0,172). Показатель твердости наиболее часто используют для оперативного контроля качества связок. При этом в пределах одного состава связки твердость может служить критерием оценки алмазоудержания. В отличие от прочности алмазоудержания износостойкость связки коррелирует с твердостью независимо от материала матрицы (коэффициент корреляции  $r_0 = 0,977$ ). Это соответствует общепринятым представлениям о взаимосвязи твердости и износостойкости для материалов с гомогенной структурой.

Для анализа степени влияния износостойкости и прочности алмазоудержания на работоспособность инструмента рассмотрим зависимость этих показателей от твердости связки, например марки М6-16. Анализ связи работоспособности алмазных отрезных дисковых сегментных кругов (АОСК) показал,



что расход алмаза за счет изменения интенсивности изнашивания связки составляет 40 % (мас. доля), а за счет изменения прочности алмазоудержания — 60 % (мас. доля) [41, 42].

Таким образом, износостойкость и алмазоудержание металлических связок как комплексные показатели материала связки определяют работоспособность инструмента в целом. При формировании композиционных алмазосодержащих материалов на металлических связках прежде всего учитывается это положение.

### **4.2. КОМПОЗИЦИОННЫЕ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИЕ МАТЕРИАЛЫ НА КЕРАМИЧЕСКИХ СВЯЗКАХ**

Одновременно с началом промышленного выпуска синтетических алмазов возникла проблема их рационального использования. Основной областью применения порошков алмаза является изготовление шлифовальных и режущих инструментов различных форм и размеров для обработки деталей машин и механизмов, строительных природных и искусственных материалов, деталей электронной техники и т. д. Режущий слой инструмента представляет собой композиционный материал, состоящий из зерен порошков алмазов и связки (матрицы). Качество инструмента, а следовательно, и его работоспособность в значительной степени зависят от механических, физических и химических свойств материалов связки, а также межфазных процессов, протекающих на границе раздела алмаз—связка в условиях формирования рабочего слоя инструмента. В этом параграфе обобщены результаты исследований по разработке алмазосодержащих композитов на стеклокерамических связующих, а также технологические вопросы, касающиеся составов связующих, условий изготовления, контроля и применения инструментов на основе таких композитов различных типоразмеров при обработке материалов, различающихся между собой физико-механическими и физико-химическими свойствами [9, 41, 42].

Принципиальное отличие подходов к формированию структуры алмазосодержащих материалов от конструкционных обусловлено качественно различными условиями эксплуатации изделий из этих материалов. Если конструкционные материалы должны максимально противостоять всем видам нагружения и разрушения, то алмазосодержащие инструментальные материалы предназначены именно для того, чтобы в процессе работы разрушаться, формируя новые поверхности.

Научно-технологические основы разработки алмазосодержащих композитов на керамических связках включают:

- изучение возможных реакций на контактной границе алмаз—связующее;
- исследование смачивания поверхности алмаза расплавами;
- оценку возможности химического взаимодействия связующего и алмаза с обрабатываемыми материалами;
- определение физико-механических свойств и прочности удержания зерен алмаза в связке.

Основной задачей при разработке композиционных алмазосодержащих материалов является создание связующих, обеспечивающих эффективную работоспособность инструмента.

### 4.2.1. Физико-механические свойства основных керамических связок

В настоящее время при изготовлении алмазных инструментов на керамических связках в качестве связующего используют стеклообразные материалы, обладающие достаточной твердостью, прочностью и адгезией к порошкам алмаза [9]. При этом важно то, что стеклообразные связующие отличаются невысокой адгезией к обрабатываемым материалам. Это позволяет создать в зоне обработки условия, обеспечивающие высокие показатели производительности обработки и качества обработанной поверхности.

Определенный интерес представляют легкоплавкие стекла. Снижение температуры размягчения связывают со степенью экранирования положительных ядер электронами или анионами. Среди стекол, удовлетворяющих этим требованиям и привлекающих внимание, на основании данных, приведенных в работах [9, 41, 42], можно выделить свинецсодержащие стекла. Оксид свинца может входить в стекла в больших количествах. Известны стекла, содержащие до 90 % оксида свинца. Предполагают, что в свинцовосиликатных стеклах ионы свинца сшивают кремнекислородные тетраэдры, образуя связи  $—Si—O—Pb—O—Si—$ . Такое встраивание в сетку возможно при содержании оксида свинца выше 50 %. При более низком содержании свинец выступает в роли модификатора.

Среди многообразия легкоплавких стекол наиболее перспективными с точки зрения их использования в качестве основы стеклокомпозиционных материалов инструментального назначения могут быть стекла свинецсодержащих систем с различными модификаторами. К тому же свинецсодержащие стекла имеют низкую температуру размягчения, вследствие чего интенсивность изнашивания рабочего слоя инструмента абразивными продуктами разрушения в зоне резания может снизиться за счет уменьшения процессов скалывания и вырывания. Уменьшению износа стекломатериала способствует перевод его в стеклокристаллическое состояние. Процессы кристаллизации, протекающие в ликвационных областях, приводят к распаду их на микрокристаллы.

В свинцовоборосиликатное стекло вводят до 55 % (мас. доля) оксида алюминия. Температура спекания такого материала составляет 900 °С [247]. Композит на основе стекла может включать 40...45 % (мас. доля) силиката циркония и 10...20 % вспученного перлита [248]. В качестве добавок в матрицу вводят глинозем и карбид кремния.

Главной целью при создании композиционных материалов является сочетание свойств, присущих отдельным компонентам, а также приобретение композитом новых свойств, которыми до этого не обладал ни один из компонентов. Между связкой и наполнителем возможно образование различных типов связей (вандерваальсовских, химических), а также растворение твердой фазы в жидкой. Интенсивное химическое взаимодействие приводит к образованию непрочных промежуточных фаз на границе контакта, что влияет на механические свойства композита в целом. Связка является важнейшей составляющей алмазосодержащего слоя инструмента и во многом определяет его режущие свойства. Основное назначение связки — удержание зерен на рабочей поверхности в течение всего периода их стойкости и постепенное обнажение новых слоев зерен (самозатачивание) (табл. 4.3). Поэтому первичным

условием при разработке алмазо-содержащих композитов является соблюдение соответствия прочности абразивного зерна и удерживающей способности связки, скоростей износа зерен и связки [249]. Систематические исследования по взаимосвязи физико-механических свойств связок с алмазоудержанием и в конечном итоге с работоспособностью инструмента проводились В.А. Коноваловым [249]. В его работах показано, что критериями разработки связок служат износостойкость материала связки и прочность алмазоудержания. Проанализировано влияние предела прочности при сжатии и изгибе, ударной вязкости и твердости на прочность алмазоудержания. Установлено, что износостойкость связок коррелирует с твердостью независимо от материала матрицы.

При формировании композиционных алмазосодержащих материалов на основе стекол в композитах протекает ряд физико-химических процессов: взаимодействие алмаза и наполнителей с кислородом воздуха или стекла, взаимодействие абразива и наполнителей со стеклом и др. Поэтому эти особенности необходимо учитывать при выборе компонентов будущего композиционного материала.

В качестве связок для алмазного инструмента широкое распространение получили композиционные материалы на основе стекол системы  $\text{Na}_2\text{O}-\text{B}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$  (см. табл. 4.3). Связки содержат шамот, карбид бора, алюминий, силикат циркония, тальк, цинк, оксид хрома, полирит, гексагональный нитрид бора, оксид алюминия, оксид железа и другие наполнители. Как видно из изложенного, они включают как инертные, так и активные добавки.

Для алмазных инструментов известны также относительно высокотемпературные стеклокерамические связки. Инструменты этого типа изготавливают методом свободного спекания, что имеет существенные недостатки. Максимальные значения прочности удержания зерен алмаза в этом стекле зафиксированы при температуре 550 °С, что соответствует концу спадающей ветви экзоэффекта. На вырванных из матрицы зерна алмаза остаются значительные участки стеклопенки. При дальнейшем повышении температуры до 630 °С прочность удержания зерен алмаза снижается (табл. 4.4).

Таблица 4.3. Прочность удержания зерен алмаза в стеклах различных систем [41, 42]

Система	Температура, °С	Прочность удержания зерен алмаза, МПа
$\text{PbO}-\text{ZnO}-\text{B}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$	450	7,4
$\text{PbO}-\text{ZnO}-\text{B}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$	480	8,4
$\text{PbO}-\text{ZnO}-\text{B}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$	510	13,5
$\text{PbO}-\text{ZnO}-\text{B}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$	550	48,4
$\text{PbO}-\text{ZnO}-\text{B}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$	630	41,9
$\text{PbO}-\text{ZnO}-\text{B}_2\text{O}_3$	550	129,6
$\text{PbO}-\text{B}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$	620	75,2
$\text{PbO}-\text{B}_2\text{O}_3$	530	114,5

Таблица 4.4. Физико-механические свойства основных керамических связок

Тип связки	Плотность $\gamma$ , г/см <sup>3</sup>	П, %	КТР, К <sup>-1</sup>	Прочность при изгибе $R_{mz}$ , МПа	Твердость, HRB
К1	2,62	25	3,75	45...47	90...110
СК	3,60	30	6,41	76...78	110...115
СК1	3,28	40	2,52	60...65	95...100
СК3	3,37	30	4,00	45...48	100...105
СК7	3,93	35	5,50	35...38	100...110

Прочность удержания зерен алмаза в стеклах системы  $PbO-ZnO-B_2O_3-SiO_2$  более чем в два раза выше по сравнению с предыдущим типом стекла (см. табл. 4.4). Для стекла системы  $PbO-B_2O_3-SiO_2$  определение прочности удержания зерен алмаза проводили при температуре 620 °С. При более низких температурах зерна алмаза в этом стекле не закрепляются. Прочность удержания зерен алмаза в стекле системы  $PbO-B_2O_3$  находится на уровне прочности для стекла системы  $PbO-ZnO-B_2O_3$ , которое среди исследованных стекол обладает максимальной способностью алмазоудержания.

### 4.2.2. Свойства алмазных композитов на стеклокерамических связках

Теплопроводность связок абразивного инструмента имеет большое значение при его эксплуатации, особенно с учетом условий охлаждения. При малой теплопроводности абразивного слоя тепло не успевает отводиться из зоны резания, в результате чего абразивный слой нагревается и происходит схватывание шлама с рабочим слоем инструмента.

Теплопроводность основы стеклокерамических связок относительно низкая. Так, если теплопроводность силикатного стекла  $\lambda$  в системе  $Na_2O-B_2O_3-SiO_2$  равна 0,59 Вт/(м · К), то теплопроводность композита на основе этой связки с алмазом марки АС4 160/125 достигает  $\lambda = 0,99$  Вт/(м · К), что в 1,68 раза больше, а введение микропорошков алмаза марки АСМ 10/7 увеличивает  $\lambda$  до 1,81 раза (табл. 4.5). Теплопроводность свинцового стекла меньше, чем силикатного стекла, и поэтому  $\lambda$  для связки на основе стекла в системе  $PbO-ZnO-B_2O_3-SiO_2$  составляет только 0,25 Вт/(м · К). При введении в эту связку порошков АС4 160/125 или АСМ 10/7 теплопроводность композита увеличивается до 0,81 Вт/(м · К) и 0,86 Вт/(м · К) соответственно.

Теплопроводность композитов можно регулировать введением различных наполнителей (табл. 4.6). Связка, содержащая 40 % (об. доля) белого электрокорунда ( $\lambda = 19$  Вт/(м · К)), имеет теплопроводность выше, чем у исходного стекла (1,58 Вт/(м · К)). Увеличивает теплопроводность связки также введение алюминия 15 % (об. доля) —  $\lambda = 1,81$  Вт/(м · К).

Рассмотрим механические свойства натрий-боросиликатного стекла: предел прочности при сжатии 932 МПа, предел прочности при растяжении 68 МПа, модуль Юнга 74,5 ГПа, удельная теплоемкость 0,26 кДж/(кг · К), коэффициент теплопроводности 0,43 Вт/(м · К). Температура размягчения такого стекла

составляет 520 °С, микротвердость 7 ГПа, КТР стекла в интервале температуры 20...300 °С равен  $(9,9...16,2) \times 10^{-6} K^{-1}$ . Стекло смачивает алмаз, начиная с температуры 675 °С [9, 41, 42].

Обычно КАМ на основе стеклокерамических связок содержат 25 % (об. доля) порошков алмаза. Композиты изготавливают на основе свинцового и силикатно-

Таблица 4.5. Теплопроводность стеклокомпозитов

Тип связки	Марка алмаза	Теплопроводность $\lambda$ , Вт/(м · К)
$Na_2O-B_2O_3-SiO_2$	—	0,59
$Na_2O-B_2O_3-SiO_2$	АС4 160/125	0,99
$Na_2O-B_2O_3-SiO_2$	АСМ 10/7	1,07
$PbO-ZnO-B_2O_3-SiO_2$	—	0,25
$PbO-ZnO-B_2O_3-SiO_2$	АС4 160/125	0,81
$PbO-ZnO-B_2O_3-SiO_2$	АСМ 10/7	0,86

Таблица 4.6. КТР КАМ на основе АС50  
315/250 + стекло 30 +  $Al_2O_3$

Концентрация алмазов АС 50 315/250 $C_1$ , %, ГОСТ 9770-61	КТР $\alpha^*$ , $10^{-6} K^{-1}$
0	18,2
0,125 (50)	17,9
0,187 (75)	16,1
0,312 (125)	15,5

го стекол с шлифпорошками алмаза марок АС2, АС4 и АС6 зернистостью 160/125, 100/80 и 50/40. Испытаны также композиты с микропорошками марок АСМ зернистостью 60/40, 20/14 и 7/5 (табл. 4.7).

Для всех материалов характерной является зависимость износа от зернистости и марки (прочности) абразива. С повышением этих характеристик

износ материалов снижается. Износ исходного силикатного стекла в 1,5 раза меньше, чем свинцового. При сравнении износов стеклоалмазных материалов на основе двух стекол видно, что с повышением прочности алмаза разница между износами обоих материалов уменьшается. Если износ материала на основе силикатного стекла с алмазом марки АС2 в 1,7...2 раза меньше, чем материала на основе свинцового стекла, то для материала с алмазом марки АС4 эта величина больше в 1,1...1,3 раза. Введение микропорошков алмаза в свинцовое стекло снижает износ материала в 1,1...1,4 раза в зависимости от марки алмаза и его зернистости. Для силикатного стекла эта величина больше в 1,3...3,3 раза.

Микропорошки алмаза марки АСМ в силикатном стекле придают материалу износостойкость в 1,4...1,5 раза большую, чем в свинцовом стекле. Предел прочности при изгибе материалов на основе силикатного стекла, полученных как спеканием, так и термопластическим формованием, различается. Более высокие характеристики (до 2...2,5 раз) имеют материалы, изготовленные вторым методом.

При введении в силикатное стекло порошка алмаза марки АС4 100/80 прочность композиции снижается в 1,8 раза в случае спекания и в 3,4 раза при термопластическом формовании. Прочность композита на основе силикатного стекла существенно увеличивает добавка микропорошка алмаза марки АСМ 10/7. Предел прочности при изгибе ( $R_{pm}$ ) стеклоабразивных материалов с добавкой микропорошка алмаза марки АСМ 10/7 в зависимости от метода их получения в 4,9 и 3,4 раза выше, чем с добавкой шлифпорошка марки АС4 100/80.

Твердость спеченных стеклоабразивных композитов на основе силикатного стекла по характеру соответствует изменению предела прочности при изгибе, однако влияние конкретного абразива на твердость композита менее ощутимо, чем на его прочность (табл. 4.4, 4.8).

Силикатное стекло начинает смачивать наполнители при температуре выше 680...720 °С. При термообработке смеси некоторых металлов и оксидов со стеклом на контактных границах образуется переходная зона, свидетельствующая об их взаимодействии. Такая переходная зона характерна для хрома, меди, цинка, оксидов железа, хрома, кобальта.

При термообработке смесей с разными наполнителями в интервале 600...700 °С микротвердость переходной зоны может изменяться как в сторону снижения (оксиды железа, кобальта, цинка), так и в сторону повышения (оксиды хрома, кадмия, алюминия). Размеры переходной зоны стеклометал-

Таблица 4.7. Средние экспериментальные значения прочности КАМ на основе АС 50 315/250 + + стекло 30 + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при сжатии и растяжении

Вид нагружения	C <sub>1</sub> (усл. %)	⟨σ⟩, МПа
Сжатие	0,062(25)	58 ± 11
- « -	0,125(50)	52 ± 0,3
- « -	0,187(75)	72 ± 10
- « -	0,312(125)	82 ± 9
- « -	0,375(150)	68 ± 6
Растяжение	0,062(25)	16,6 ± 1
- « -	0,125(50)	17,1 ± 1,8
- « -	0,187(75)	17,1 ± 1
- « -	0,312(125)	24,6 ± 5,4

Таблица 4.8. Влияние марки алмаза на механические свойства композитов на основе силикатного стекла

Свойство материала	Стекло	Стекло + АС4 100/80	Стекло + АСМ 10/7
R <sub>bm</sub> , МПа	31,4	18,3	88,2
$R_{bm} \frac{R_{bm} \text{ стекла}}{R_{bm}(\text{стекло} + \text{СТМ})}$	—	1,72	0,36
Твердость HR30Т	83	74	86

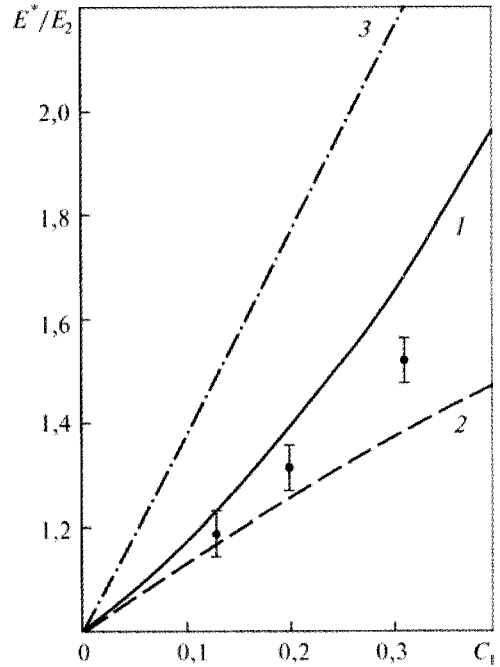
лических материалов достигают 100 мкм, стеклооксидных — 30 мкм. При формировании композитов в системах стекло—металл по возможности следует стремиться к более низким температурам, а в системах стекло—оксид — к более высоким.

Значения модуля упругости этого типа КАМ, рассчитанные точным методом теории стохастически-неоднородных сред, но без учета дефектности структуры композита (рис. 4.2, кривая 1), и по «правилу смеси» (рис. 4.2, кривая 3), превышают реальные экспериментальные значения в 1,5...1,8 раза (табл. 4.9). Среднеквадратическое отклонение ±ΔE не превышает 6 % от приведенных значений.

Как следует из рис. 4.2, кривые изменения E\* в зависимости от объемного содержания алмазов, построенные по результатам вычислений, хорошо коррелируют с экспериментальными данными. Поэтому принятые допущения в предлагаемой модели КАМ полагаем справедливыми. Следовательно, разработанную методику расчета эффективного модуля упругости КАМ, учитывающую степень повреждения зерен алмаза, можно рекомендовать для практического применения [27]. Построив расчетный алгоритм, обобщающий возможные комбинации свойств компонентов, не только регламентируемых диапазоном свойств КАМ, но и других двухкомпонентных композитов, можно проанализировать их изменение даже в технологиях, которые в настоящее время не реализуются на практике. Так, рассчитана зависимость E\* в предположении, что все зерна алмаза в объеме композита растрескиваются (K = 1) в процессе спекания (см. рис. 4.2, кривая 2). Полученная зависимость расположена значительно ниже экспериментальных данных, так как в реальных композитах растрескивание всех зерен не наблюдается.

Рис. 4.2. График изменения эффективного модуля упругости КАМ со стеклоподобной матрицей (АС 50 315/25 + стекло 30 +  $Al_2O_3$ ) в зависимости от объемного содержания алмазов: 1 — точный метод (3.14) для  $K = 0$ ; 2 — расчет при условии повреждения алмазов (3.24); 3 — «правило смеси» ( $E_1/E_2 = 9,64$ ;  $E_2 = 109$  ГПа);

• — экспериментальные данные



Проведем сравнительный анализ экспериментальных (табл. 4.10) и расчетных значений  $\langle \sigma \rangle_c$  для КАМ со стеклокерамической связкой (рис. 4.3). Рассмотрим изменение прочности КАМ со стеклоподобной матрицей (на основе стекла 30 +  $Al_2O_3$ ,  $E_2 = 109$  ГПа,  $\nu_2 = 0,2$ ;  $E_1/E_2 = 9,64$ ). Результаты расчетов показаны на рис. 4.2—4.4 для композитов с совершенной структурой, т. е. при  $K = 0$ .

В отличие от КАМ с твердосплавной матрицей, экспериментальные значения прочности композита этого типа коррелируют с расчетной кривой, построенной по формулам (3.45) при  $K = 0$  (см. рис. 4.3). Следовательно, зерна алмазов при спекании этого типа КАМ не растрескиваются. Это действительно имело место в опытах, поскольку спекание композита проводили при температуре 740 К, что значительно ниже температуры 1000 К, при которой начинает наблюдаться растрескивание алмазов, сопровождаемое выходом металла растворителя на поверхность зерен. Поэтому в КАМ указанного типа практически все зерна алмазов остаются целыми. В том, что эффект влияния степени повреждения алмазов значителен, можно убедиться, сравнивая зависимости, рассчитанные при  $K = 0$  и  $K = f(C_1, d)$ , т. е. в предположении, что зерна алмазов в КАМ со стеклоподобной матрицей растрескиваются так же, как в КАМ с твердосплавной матрицей (см. рис. 3.6). Однако расчетные значения  $\langle \sigma \rangle_c$  для обоих случаев при  $C_1 = 0,4$  различаются в 4,6 раза, что нельзя назвать незначительным отклонением. К тому же прочность этого КАМ с увеличением  $C_1$  повышается.

Таблица 4.9. Влияние концентрации алмазов на изменение модуля упругости КАМ типа АС50 315/250 + стекло 30 +  $Al_2O_3$

$C_1$	$E^*$ , ГПа («Звук-107»)
0	109
0,125	128
0,187	143
0,312	167

Таблица 4.10. Результаты испытаний на прочность КАМ со стеклокерамической связкой

$C_1$	$\langle \sigma \rangle_p$ , МПа	$\langle \sigma \rangle^*$ , МПа
0	24,8	135,6
0,062	$16,6 \pm 1,0$	$57,7 \pm 11$
0,125	$17,1 \pm 1,8$	$52,0 \pm 0,5$
0,187	$17,1 \pm 1,0$	$72,1 \pm 10$
0,312	$24,6 \pm 5,4$	$81,5 \pm 9$
0,375	—	$68,6 \pm 6$

Таким образом, сравнивая зависимости для двух рассмотренных типов КАМ, характер поведения которых диаметрально противоположен, убеждаемся не только в работоспособности и общности построенной модели деформирования КАМ, но и в правильности и физической обоснованности введенного в модель положения о степени повреждения алмазов. Из полученных зависимостей для этого типа композитов следует, что с увеличением содержания алмазов прочность последних не уменьшается (кривая 3 на рис. 4.3), а возрастает (практически в 1,5 раза при  $0 < C_1 < 0,4$ ). Это происходит не только при интенсивном увеличении приведенных упругих постоянных и, как следствие, прочности композитов, но и из-за значительно меньшего уровня остаточных температурных напряжений. Данное явление в равной степени имеет место в изменении прочности как при сжатии (см. рис. 4.3), так и при растяжении (см. рис. 4.4). Экспериментально определена прочность алмазосодержащего композита на стеклокерамической связке в условиях одноосного сжатия (см. рис. 4.3) и растяжения (см. рис. 4.4) с учетом изменения концентрации алмазов и степени повреждения зерен алмаза.

При деформировании диска растягивающие напряжения достигают максимума в центре диска и влияние поврежденной границы (поверхности) образца сводится к минимуму. Это дает основание считать, что определяемая в данном случае прочность в большей мере отражает именно свойства материала. Определенная по описанной выше методике (см. глава 3) прочность композита со стеклоподобной матрицей при растяжении  $\langle \sigma \rangle_p$  указана в табл. 4.10.

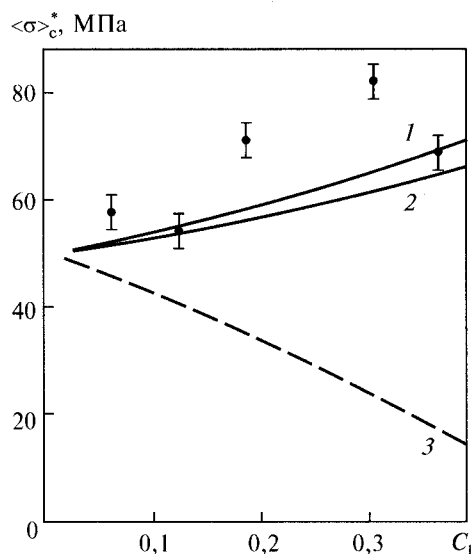


Рис. 4.3. Зависимость прочности КАМ со стеклоподобной матрицей от степени повреждения алмазов (АС 50 315/250) при одноосном сжатии: сплошные линии — расчет (1 —  $K = 0$ ; 2 —  $K = 0,1$ ), 3 —  $K = f(C_1, d) \neq 0$ , • — экспериментальные данные ( $K = f(C_1, d)$ )

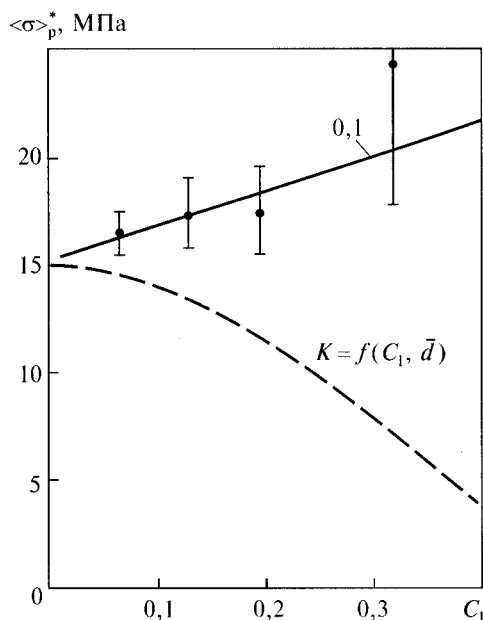


Рис. 4.4. Зависимость прочности КАМ со стеклоподобной матрицей (связкой) от степени повреждения алмазов (АС50 315/250) при одноосном растяжении



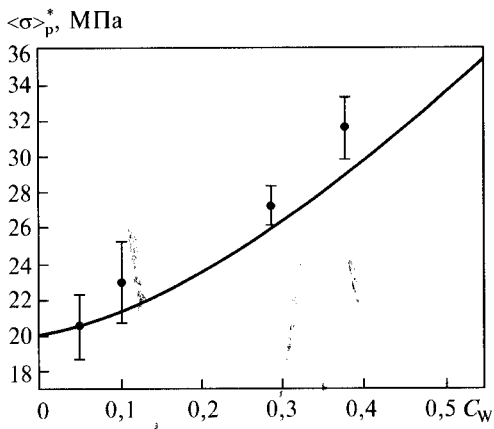


Рис. 4.5. Расчетные и экспериментальные значения прочности боросиликатного стекла с включениями вольфрама [210] при одноосном растяжении с учетом приведенного диаметра зерна ( $d = 65$  мкм)

То, что разработанная модель прочности композита с дисперсными частицами не лишена физического смысла, подтверждают примеры расчета и экспериментального определения прочности двухкомпонентных композитов на основе боросиликатного стекла с включениями вольфрама [210] (рис. 4.5). В первом случае для шариков вольфрама  $d = 65$  мкм. Полагая в формулах (3.24) значения упругих постоянных и прочности материала матрицы соответствующими указанным компонентам, рассчитывали зависимости  $\langle \sigma \rangle_p$  от концентрации частиц твердой фазы.

В результате проведенных исследований установлена взаимосвязь показателей удельного расхода алмазов, скорости линейного износа связки и прочности алмазоудержания, анализ которой показывает, что износостойкость и алмазоудержание, зависящие от физико-механических свойств связок, определяют работоспособность инструмента. Это важное положение необходимо учитывать при разработке алмазосодержащих композиционных материалов на металлических, органических и керамических связках.

Отметим, что для повышения прочности удержания зерен алмаза в рабочем слое инструмента на него наносят различные виды покрытия, которые имеют высокую адгезию как к абразивному зерну, так и к связке.

### 4.3. СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ НА ПОЛИМЕРНЫХ СВЯЗКАХ

Объем производства инструментов на полимерных связующих составляет около 70 % от общего количества алмазных инструментов, выпускаемых в мире.

В последнее время при разработке алмазосодержащих композитов особое внимание уделяется полимерным связующим, которые создают контактно-активную поверхность на рабочем слое инструмента при шлифовании. При контакте рабочего слоя инструмента происходит деструкция полимерного связующего с аномально высоким содержанием свободных радикалов, которые активно взаимодействуют с контрповерхностью (обрабатываемым материалом), облегчая процесс шлифования [41, 42, 252, 253].

Прочность закрепления зерен алмаза в полимерной связке — один из основных факторов, определяющих износостойкость инструмента. Поэтому важно знать прочность соединения таких систем, что позволяет наряду с учетом других факторов обоснованно выбирать тип полимерного связующего для изготовления абразивного инструмента из композиционных алмазосодержащих материалов на полимерных связках. Только в случае достаточной адгези-

Таблица 4.11. Физико-механические свойства полимерных связующих [41, 42]

Тип связки	Предел прочности при сжатии $R_{см}$ , МПа	Предел прочности при изгибе $R_{зм}$ , МПа	Твердость, HRB	$T_c$ , К	$T_d$ , К
СФР-012А с 9 % ГМТА	$76 \pm 11$	$50 \pm 8$	$110 \pm 5$	433	653
СФ-342А	$110 \pm 15$	$80 \pm 8$	$110 \pm 6$	412	665
Блок-сополимер	$155 \pm 13$	$95 \pm 11$	$91 \pm 4$	383	610
Модифицированный фторопласт	$45 \pm 6$	$33 \pm 5$	$60 \pm 5$	403	703

онной прочности в системе связка—алмаз можно минимизировать вероятность преждевременного вырыва еще работоспособных зерен алмаза из связки и тем самым увеличить срок эксплуатации инструмента [249].

Условную прочность закрепления зерен алмаза в полимерной матрице оценивают по значению силы вырыва овализованных зерен алмаза марок АС15 315/250 и АС15 315/250 М (с 50%-ным покрытием из никеля), определяемую на разработанной в ИСМ НАНУ специальной склерометрической установке [255, 256]. Прочность закрепления зерен алмаза без покрытия в отвержденных термореактивных связующих СФП-012А, СФ-342А и эпоксифенольном сополимере при комнатной температуре равна 4,5; 5,7 и 7,3 Н соответственно (табл. 4.11). Металлизация зерен повышает прочность их удержания в матрицах из СФП-012А, СФ-342А и сополимера на 9, 15 и 28 % соответственно.

Термореактивные связующие различаются химическим строением, активностью к взаимодействию и плотностью сшивки макромолекул. Как и следовало ожидать, наибольшую прочность алмазодержания при комнатной температуре обеспечивает сополимер, имеющий относительно высокую адгезионную способность, эластичность и низкий уровень остаточных напряжений. Высокая степень взаимодействия сополимера с алмазом обусловлена наличием в его структуре функциональных  $\alpha$ -оксидных, первичных и вторичных гидроксильных и эфирных групп.

#### 4.4. ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ СТРУКТУРЫ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВЯЗКИ НА ИЗНАШИВАНИЕ АЛМАЗНЫХ КРУГОВ

Эксплуатационная прочность закрепления зерен алмаза и интенсивность изнашивания связки в контакте с обрабатываемым материалом в значительной мере определяют интенсивность износа алмазных кругов. Предполагают, что эти два взаимовлияющие факторы зависят в основном от температуры приповерхностного слоя круга [257].

Прочность закрепления зерен и интенсивность изнашивания связки были исследованы в интервале эксплуатационных значений температур и времени действия механической нагрузки [258]. В статических равновесных условиях установлена прямая температурная зависимость прочности удержания зерен от такого показателя вязкоупругих свойств связки, как деформация [259]. Время

динамического воздействия составляющих сил резания на зерна алмаза и связку около  $3 \cdot 10^{-4}$  с. При такой длительности процесса взаимодействия сложно измерить деформации, поэтому для прогнозирования вязкоупругих и алмазоудерживающих свойств связки в динамических условиях был применен метод приведенных переменных с использованием метода преобразования температурных и временных шкал [259].

Деформации в зоне заделки зерна алмаза в связке исследовали в доступном временном диапазоне, при этом значительно изменяя температуру. Для получения обобщенной кривой, соответствующей широкому спектру времен, в качестве температуры приведения была выбрана температура стеклования связки ( $\sim 210$  °С). Кривые, полученные при разных температурах, сдвигали вдоль логарифмической оси времени до их совмещения в единую кривую. По данным обобщенной кривой определяли температурный фактор смещения, который удовлетворительно описывается уравнением Вильямса—Лэндела—Ферри [42].

На основании результатов обобщения были построены температурные зависимости деформации связки и прочности закрепления алмазных зерен при длительности действия нагрузки, соответствующей реальному отрезку времени при шлифовании. Условно эти характеристики названы динамическими. По мере возрастания температуры динамическая прочность уменьшается, особенно выше температуры механического стеклования связки, т. е. в той области, где работает полимерная связка. Это связано с тем, что при указанной температуре начинает проявляться подвижность полимерных цепей и происходит ослабление связей между макромолекулами смолы и поверхностью металлизированного алмаза. При дальнейшем увеличении температуры вследствие флуктуаций тепловой энергии происходит развитие деформаций и разрушение связей, обеспечивающих удержание зерен. Таким образом, была показана возможность применения принципа температурно-временной суперпозиции для прогнозирования прочности алмазоудержания при термическом воздействии в динамических условиях [260].

Исследование процесса трения связки по контртелу из твердого сплава ВК15 проводили методом оценки на фрикционную теплостойкость [258], позволяющим учитывать влияние поверхностной и объемной температур, а также температурного градиента. Выше температуры стеклования связка переходит в состояние пластического контакта, где основным процессом при изнашивании является адгезионный механизм [261]. Увеличение концентрации парамагнитных центров и массовых потерь связки свидетельствует об ускорении термоокислительной деструкции фенолформальдегидного связующего с образованием химических активных радикалов, природа которых описана в работах [41, 42]. Генерирование последних повышает химическую активность поверхности связки по отношению к твердому сплаву. Все это увеличивает адгезионную составляющую трения и, следовательно, интенсифицирует процесс изнашивания. Подтверждением такого предположения является снижение интенсивности изнашивания связки в результате введения 5 % (мас. доля) добавки термолизованного (при 400 °С) резита в вакууме, являющегося, как известно, ингибитором радикальных цепных процессов в данном температурном интервале.

## **КОМПОЗИЦИОННЫЕ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ТВЕРДОСПЛАВНЫХ СВЯЗКАХ**

### **5.1. ОСОБЕННОСТИ СПЕКАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ НА ТВЕРДОСПЛАВНЫХ СВЯЗКАХ**

Разработка новых и усовершенствование существующих способов формирования структуры композиционных алмазосодержащих материалов инструментального назначения требует глубокого анализа взаимосвязей между параметрами технологии их формирования, микроструктурой композита и его свойствами [8, 27, 42]. Параметры, которые влияют на эксплуатационные свойства КАМ, довольно многочисленны, что делает задачу их оптимального выбора методом «проб и ошибок» трудной и требует привлечения современных методов экспериментального и теоретического анализа. В данной главе приведены результаты сравнительного анализа существующих технологий формирования структуры КАМ и теоретических моделей, которые применяются для их теоретического описания.

Поскольку функциональные элементы (вставки) из композиционных алмазосодержащих материалов, предназначенные для оснащения буровых долот, воздействуют на забой распределенным давлением в диапазоне 20...500 МПа [18] при температуре до 600...800 °С, обеспечить функциональные характеристики материалов рабочих элементов этих инструментов в таких экстремальных термомеханических условиях эксплуатации могут только композиты на основе природных или высокопрочных синтетических алмазов на связках из твердых сплавов.

Для таких экстремальных условий эксплуатации КАМ указанного класса В.Н. Бакулем, И.И. Билыком, Д.Х. Бронштейн, И.Ф. Вовчановским и Н.В. Цыпиным [4, 5] в 1968 г. был разработан технологический процесс спекания композиционного алмазосодержащего материала на основе порошков природного алмаза и твердого сплава ВК6 — «Славутич» и синтетического алмаза и твердого сплава ВК6 — твесал [4, 5, 80, 81]. Композиты типа «Славутич» и твесал спекаются методом горячего прессования под давлением 5 МПа в многоместных графитовых пресс-формах при температуре 1400...1430 °С продолжительностью 10...20 мин. В процессе спекания композита в этом температурном интервале в защитной атмосфере СО-СО<sub>2</sub> и при атмосферном давлении наблюдается частичная поверхностная графитизация алмазов и их разупрочнение [55, 57—59].

Как уже отмечалось, спекание алмазных композиций на основе различных металлических связок происходит в течение нескольких десятков минут и при

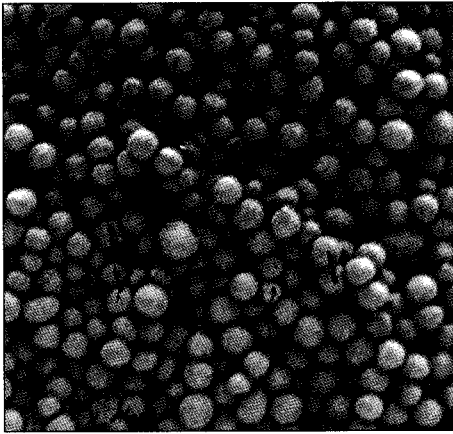


Рис. 5.1. Алмазно-твердосплавные гранулы (не спеченные), подготовленные к брикетированию — этап технологического процесса производства «Славутича» и твесала

Рис. 5.2. Общий вид поверхности рабочей вставки из «Славутича» после абразивного изнашивания по горной породе

температуре 780...1150 °С [43, 51], поэтому несмотря на присутствие защитной газовой среды в этих условиях происходит существенное снижение прочности алмазов и их окисление.

С целью минимизации степени влияния указанных факторов на состояние алмазов в композитах типа «Славутич» и твесал уже на стадии подготовки алмазно-твердосплавной шихты для изготовления из них изделий [8, 9] был предложен оригинальный и эффективный способ, заключающийся в предварительной грануляции зерен алмаза в оболочки из порошковой смеси твердых сплавов (рис. 5.1). Затем проводят их холодное брикетирование в стальных пресс-формах с последующим горячим прессованием в графитовых пресс-формах, которые в процессе спекания окисляются, обеспечивая алмазам в спекаемых изделиях необходимую защитную от окисления атмосферу CO-CO<sub>2</sub>. Кроме этого, грануляция алмазов и их упаковка при засыпке в пресс-форму обеспечивают после прессования распределение алмазов в объеме изделия, близкое к однородному, следовательно, и равномерное изнашивание рабочих элементов в условиях контактного трения по абразивной горной породе (рис. 5.2).

На рис. 5.3 приведен общий вид спеченных вставок из «Славутича» различных типов для буровых долот микрорежущего (истирающего) типа (см. рис. 1.11). Этот технологический режим обеспечивает получение чрезвычайно износостойкого и эффективного в буровом ин-

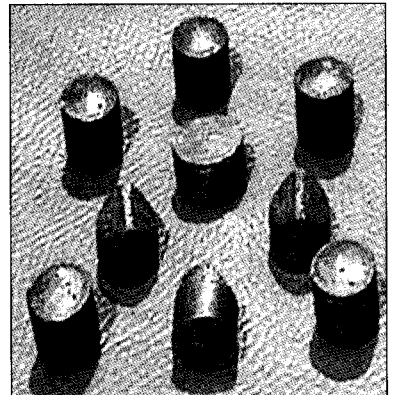


Рис. 5.3. Общий вид вставок из «Славутича» для буровых долот, полученных горячим прессованием

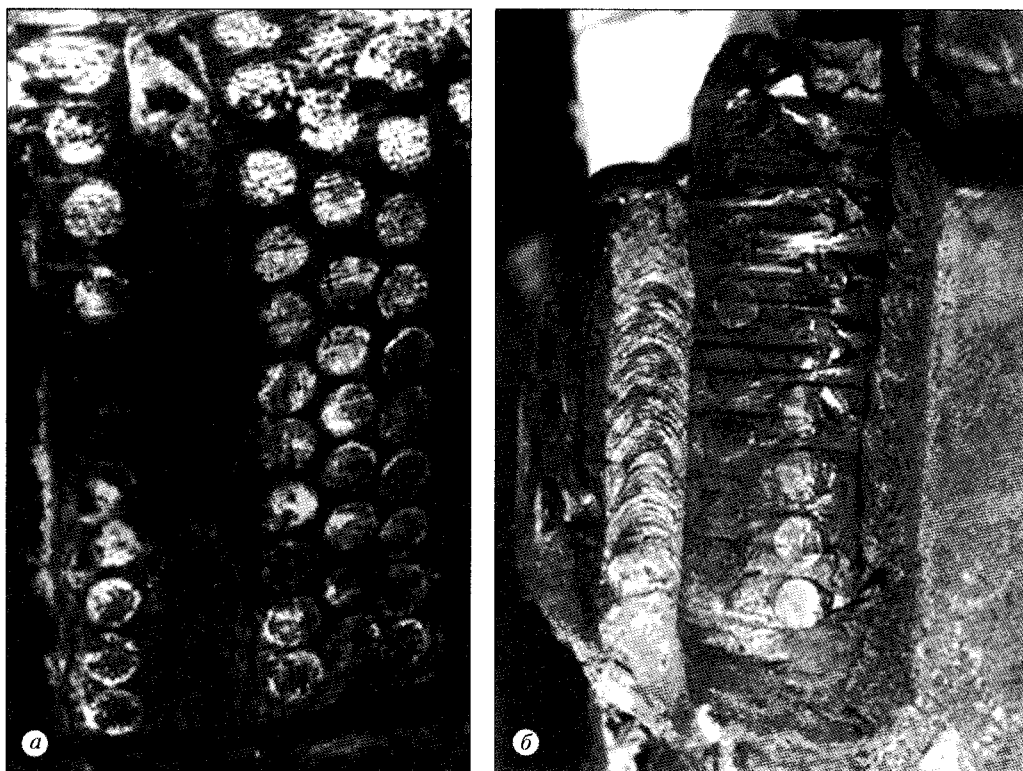


Рис. 5.4. Характерные разрушения функциональных элементов из КАМ на калибрующих поверхностях буровых долот

струменте композита на основе природных алмазов и твердого сплава ВК6 — «Славутич» [80] и синтетических алмазов и твердого сплава ВК6 — твесал [81].

Хотя влияние факторов, приводящих алмазы к графитизации, существенно уменьшается, но воздействие высокой температуры ( $T \geq 1000^\circ\text{C}$ ) и присутствие кислорода в пресс-формах на стадии нагрева обуславливает поверхностное окисление и разупрочнение алмазов [55, 57–59].

В ИСМ НАНУ проблему обеспечения адгезионной связи между алмазами и связкой решают нанесением вакуум-плазменным методом карбидообразующих покрытий на поверхности исходных порошков алмаза [30] либо введением добавок на основе  $\text{CrV}_2$  и  $\text{W}_2\text{B}_5$  непосредственно в шихту матричного твердого сплава [32]. Кроме того, исследования с целью минимизации влияния факторов, приводящих к разупрочнению алмазов в спекаемых композициях, были и остаются одним из приоритетных направлений работы ИСМ НАНУ.

Создание КАМ типа «Славутич» стало подлинной революцией в технологиях бурения на нефть, газ, твердые полезные ископаемые. На опытном заводе ИСМ НАНУ был налажен промышленный выпуск вставок из «Славутича», с использованием которых за 50 лет было разработано и внедрено в производство более 34 тысяч алмазных буровых долот для бурения промыш-

ленных нефтяных и газовых скважин. На месторождениях Украины, России, Казахстана, Азербайджана ими пробурено более 32 млн метров скважин [262]. Однако, несмотря на чрезвычайно высокую износостойкость этих композитов, они преимущественно использовались в инструментах микрорежущего и истирающего типа [7, 27, 31]. Были налажены статистика отработки буровых долот и возврат отработанных инструментов с всесторонним анализом эффективности конструкций и износостойкости функциональных элементов в зависимости от геологических, силовых и кинематических условий эксплуатации [7]. Так, в [7, 27, 31] описано, кроме проявления стационарного изнашивания вставок из «Славутича», их хрупкое разрушение преимущественно на калибрующих частях инструментов [18, 27] (рис. 5.4). Это обусловлено тем, что прочность материала вставок недостаточна относительно действующих напряжений, возникающих при деформировании лопастей долота в процессе их циклического динамического нагружения в скважине, что приводит к возникновению усталостных трещин (рис. 5.4, а) и разрушению вставок (рис. 5.4, б). В работе [27] показано, что введение порошков алмаза в хрупкую твердосплавную связку ВК6 не только значительно увеличивает износостойкость композита, но и создает структуру композита, прочность которого существенно меньше прочности матричного твердого сплава. Проанализируем причины этого свойства и факторы, влияющие на его изменение.

## 5.2. ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ НА ТВЕРДОСПЛАВНЫХ СВЯЗКАХ

Рассмотрим зависимости физико-механических и теплофизических свойств КАМ типа «Славутич» и твесал от марки, зернистости, концентрации и степени повреждения зерен алмаза в композитах этого класса.

### 5.2.1. Эффективные упругие постоянные КАМ

Проанализируем более детально изменение  $E_0^*$  на примере КАМ с матрицей из твердого вольфрамкобальтового сплава ВК6 ( $E_2 = 635$  ГПа,  $\nu_2 = 0,22$ ) (см. табл. 3.1), содержащего зерна природного алмаза зернистостью А 400/315 («Славутич»). Следуя описанному выше подходу, рассчитываем для такого композита зависимость эффективного модуля упругости от объемного содержания зерен алмаза  $C_1$ . При этом используем допущение, что зерна алмазов имеют сферическую форму ( $K = 1$ ). Кривая 2 на рис. 5.5 (табл. 5.1), рассчитанная по формулам теории упругости стохастически неоднородных сред (3.14)—(3.16), показывает, что с увеличением объемного содержания алмазов до  $C_1 = 0,5$  его эффективный модуль упругости  $E_0$  должен увеличиваться по сравнению с модулем упругости матрицы в 1,28 раза. При этом значения  $E_0^*$ , рассчитанные по «правилу смеси», имеют максимальное превышение над значениями, полученными по формулам (3.14), всего в 2,6 %, а  $E_0^*$ , рассчитанные точным методом [163] для композита, в котором зерна алмаза расположены в узлах кубической решетки, меньше их на 1,3 % (см. табл. 5.1). На основании сравне-

Таблица 5.1. Влияние марки алмазов и их концентрации на изменение модуля упругости КАМ [27]

Тип КАМ	$C_i$	$E^*$ , ГПа («USM-3»)	$E^*$ , ГПа («Звук-107»)
«Славутич»:			
ВК6 + АС 400/315	0		635
— » —	0,187		670
— » —	0,250		630
— » —	0,312		646
— » —	0,375		648
— » —	0,437		602
Твесал:			
ВК6 + АС82Т 315/250	0	640	623
— » —	0,062	637	619
— » —	0,187	604	611
— » —	0,250	636	626
— » —	0,312	649	622
— » —	0,375	607	580
Твесал:			
АС32 315/250	0,250	591	621
АС50	0,250	600	616
АС82Т	0,250	636	626
АС132Т	0,250	652	630
ВК6 + Cu + релит АС 32 250/250	0	—	297
— » —	0,250	—	300
— » —	0,312	—	293
— » —	0,375	—	286
— » —	0,437	—	228

Примечание. Среднеквадратическое отклонение  $\pm \Delta E$  не превышает 6 % от приведенных значений.

ния полученных значений  $E_0^*$  для КАМ типа «Славутич» с идеализированной структурой, рассчитанных тремя методами, делаем вывод, что для инженерных оценок их можно считать равноценными (см. рис. 5.5).

Достоверность расчетных значений  $E_0$  исследуемых типов КАМ проверялась экспериментально резонансным методом с использованием приборов «Звук-107» (ВНИИАШ, РФ) и «USM-3» (фирма «Крауткрэмер», Германия).

Образцы композитов типа «Славутич» или твесал, а также композиты с медной пропиткой (см. табл. 5.1) изготавливались в виде призматических стержней размерами  $5 \times 5 \times 35$  мм.

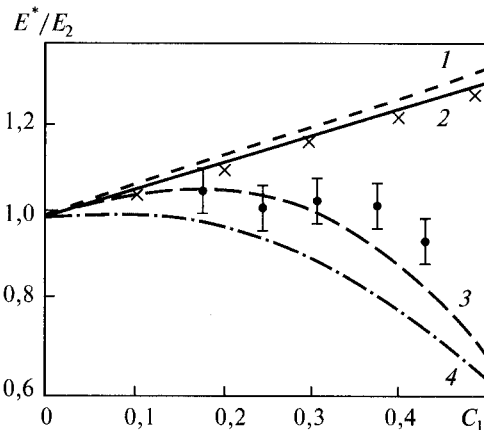


Рис. 5.5. Расчетные и экспериментальные зависимости модуля упругости КАМ типа «Славутич» (А 400/315 + ВК6) с различной степенью повреждения зерен алмаза от содержания порошков алмаза: 1 — расчет по «правилу смеси»,  $K = 0$ ; 2 — расчет по формуле (3.12),  $K = 0$ ; 3 — расчет по формуле (3.25),  $K = f(C_i)$ ; 4 — то же, но  $K = 1$ ; x — решение для кубического расположения зерен алмаза [163]; • — экспериментальные данные



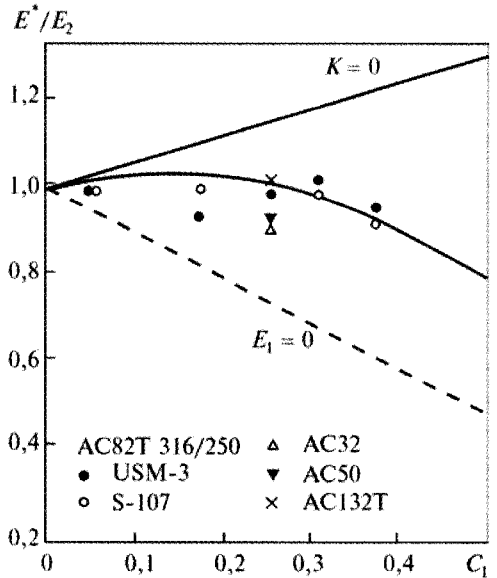
Рис. 5.6. Расчетные и экспериментальные зависимости эффективного модуля упругости твесаала (АС82Т 315/250;  $d = 0,282$  мм,  $T = 293$  К от объемного содержания порошков алмаза

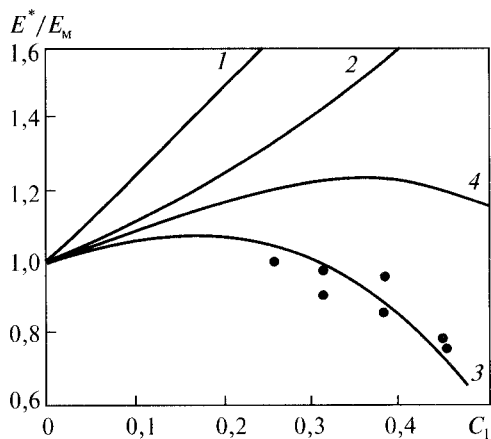
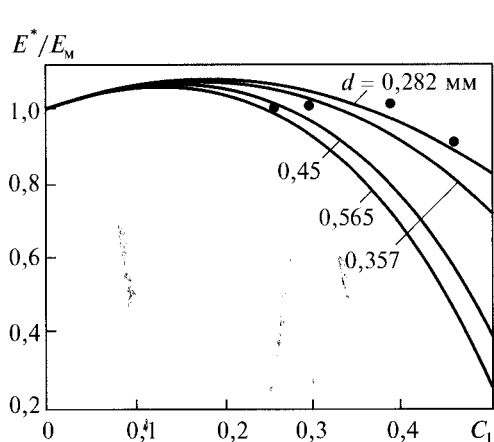
Поскольку зерна алмаза равномерно распределены по объему, а плоскости спайности кристаллов хаотически ориентированы, исследуемые композиты можно считать макроизотропными. Объемная концентрация природных или синтетических алмазов (различных марок) в композитах варьировалась в диапазоне  $0 \leq C_1 \leq 0,437$ . Результаты измерений приведены в табл. 5.1 и на рис. 5.5 и 5.6. Вопреки ожидаемому увеличению  $E^*$  КАМ с повышением объемной концентрации алмазов в эксперименте наблюдается незначительное увеличение указанного параметра в диапазоне  $0 \leq C_1 \leq 0,2$  с последующим его уменьшением до уровня ниже модуля упругости матрицы.

В работах Г.А. Ванина [121, 159, 160], Ленга [123], Исаи и Коэна [188], Фудзии и Дзако [130] отмечено, что уменьшение эффективного модуля упругости композита при увеличении объемной концентрации дисперсной фазы (с большим модулем упругости, чем у матрицы) возможно при наличии несовершенства структуры композита в виде несплошностей, отслаивания частиц либо полостей в самих частицах. Аналогичное уменьшение модуля упругости имеет место при увеличении плотности пор и микротрещин [27, 154, 184, 194].

На основании сравнения расчетных и экспериментальных данных заключаем, что принятая идеализированная модель структуры КАМ в виде двухкомпонентной среды, содержащей стохастически распределенные твердые частицы, не отражает реального состояния композита, так как погрешность достигает 30 %, что неприемлемо в инженерной практике. В области создания и исследования новых композитов интенсивно ведутся исследования, направленные на установление закономерностей влияния на эффективный модуль упругих несовершенств различного рода и дефектности структуры на изменение физико-механических характеристик этого класса материалов.

Полученные зависимости  $E(C_1)$ , приведенные на рис. 5.5—5.8, и сравнение их с зависимостями  $E^*(C_1)$  для КАМ, рассчитанными без учета дефектности структуры, убедительно показывают, что именно несплошности, в данном случае трещины, поры и расслоения, приводят к снижению эффективного модуля упругости твердого тела. С учетом того, что  $K = f(C_1, d)$  описывается полиномами (2.1) для каждой марки алмаза, рассчитывали  $E^*$  для «Славутича» А 400/315 (см. рис. 5.5, табл. 3.4) и твесаала АС 82 Т 315/250 (см. рис. 5.6, табл. 3.5).





**Рис. 5.7.** Расчетные и экспериментальные зависимости эффективного модуля упругости КАМ типа «Славутич» (А 400/315,  $d = 0,357$  мм) от содержания порошков алмаза

**Рис. 5.8.** Расчетные и экспериментальные зависимости эффективного модуля упругости КАМ с пропиткой медью (АС32/250/200 + ВК6 + Cu + W<sub>2</sub>C) от содержания порошков алмаза: 1 — по «правилу смеси»; 2 — точным методом теории стохастически неоднородных сред без учета повреждения структуры ( $K = 0$ ); 3 — то же, но с учетом повреждений; 4 — с использованием параметра повреждения, не учитывающего отслаивания алмазов,  $T = 293$  К; ● — экспериментальные данные (см. табл. 5.1)

Из рисунков видно, что с увеличением содержания в КАМ алмазов  $E^*$  незначительно возрастает относительно  $E_2$ , причем максимум этих функций находится в интервале  $0 \leq C_1 \leq 0,2$ . Затем (для  $C_1 \geq 0,2$ )  $E^*$  быстро снижается ниже уровня  $E_2$ . Увеличение функции в интервале  $0 \leq C_1 \leq 0,2$  обусловлено возрастанием модуля объемного сжатия вследствие увеличения концентрации дисперсной фазы с большим модулем упругости. При этом содержащиеся в них трещины, число которых пока невелико, не компенсируют указанное естественное увеличение. Однако последующее уменьшение  $E^*$  целиком обусловлено увеличением плотности трещин в объеме композита. Подтверждением этого является не только соответствие зависимости  $E^*(C_1)$  экспериментальным данным, но и расчетные зависимости  $E^* = E_0^*$ , полученные для идеализированной структуры КАМ в предположении, что все зерна целы ( $K = 0$ ) для всех без исключения типов марки АС50 зернистостью 315/250, при этом температура спекания составляла 720...810 К (см. рис. 4.2).

Исследование изломов образцов показало, что практически все алмазы после спекания остаются неповрежденными, т. е. показатель степени повреждения алмазов в этом случае  $K = 0$ . Следовательно, структура рассматриваемого типа КАМ близка к совершенной, и для расчета эффективных упругих постоянных можно использовать выражения (3.14)—(3.16) (см. рис. 4.2, кривая 1). Предположив, что в этом композите зерна алмазов повреждаются так же, как и в твесале, т. е.  $K = f(C_1, d) \neq 0$ , рассчитали зависимость  $E^*(C_1)$  для композита с дефектной структурой (см. рис. 4.2, кривая 2). Зависимость  $E^*(C_1)$  для композита с предполагаемой дефектной структурой расположена значительно

ниже, чем для бездефектного КАМ, и экспериментальные значения  $E^*$  подтверждают правильность выдвинутого положения.

Выше было отмечено, что при  $1 \leq E_1/E_2 \leq 2,6$  для приближенных оценок  $E^*$  можно использовать «модифицированное правило смеси» (3.24), но для  $E_1/E_2 \geq 2,6$  эта оценка дает большую погрешность. На рис. 5.8 приведена кривая 1, рассчитанная по «правилу смеси», при этом ее сравнение с зависимостью  $E^*$  от  $C_1$ , полученной из точного решения (3.14)—(3.16) для  $E_1/E_2 = 4,88$ , показывает невозможность ее использования, так как в этом случае погрешность превышает 30 %.

На уменьшение  $E^*$  влияет также вид дефектности. В частности, для КАМ с медьсодержащей матрицей (ВК6 + Cu + релит,  $E_2 = 297$  ГПа,  $\nu_2 = 0,25$ ,  $\alpha_2 = 10 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ), в которых адгезионное взаимодействие между алмазом и матрицей отсутствует, алмазы отслаиваются от матрицы. В этом случае традиционный расчет  $E^*$  с учетом степени повреждения алмазов в виде растрескивания дает завышенные значения (см. рис. 5.8, кривая 4). Если при расчете параметра «дефектности»  $\xi$  повреждения по формуле (3.20) принять, что свободная поверхность представляет собой несплошность в виде полусферической трещины (по границе сопряжения), то ее площадь поверхности возрастает в 2 раза по сравнению с площадью дисковой трещины (при  $d = \text{const}$ ). Учитывая это обстоятельство при  $K = 1$ , рассчитывали зависимость изменения  $E^*$  от  $C_1$  (см. рис. 5.8, кривая 3), которая хорошо коррелирует с данными экспериментов.

Описанный подход для случая отслаивания не является строгим; это лишь приближенная оценка. Более реалистичные подходы, пригодные для описания влияния такого рода несплошностей, рассмотрены в [27, 154, 184, 194]. Исследование даже точным методом теории стохастически неоднородных сред, но без учета дефектности структуры композита (см. рис. 5.8, кривая 2), и тем более по «правилу смеси» (см. рис. 5.8, кривая 1) дает результаты, превышающие реальные в 1,5...1,8 раза. Как следует из приведенных рисунков, кривые изменения  $E^*$  в зависимости от объемного содержания алмазов, построенные по результатам вычислений, хорошо коррелируют с экспериментальными данными, на основании чего можно считать принятые допущения в предлагаемой модели КАМ справедливыми. Следовательно, разработанную методику расчета эффективного модуля упругости КАМ, учитывающую степень повреждения зерен алмаза, можно рекомендовать для практического применения.

На основании рассчитанных зависимостей, обобщающих возможные комбинации свойств компонентов, не только регламентируемых диапазоном свойств КАМ, но и для других двухкомпонентных композитов, можно проанализировать их изменение даже в технологиях, которые в настоящее время не реализуются на практике. Так, рассчитана зависимость  $E^*(C_1)$  в предположении, что все зерна алмаза в объеме композита растрескиваются ( $K = 1$ ) в процессе спекания (см. рис. 5.5, кривая 4). Полученная зависимость расположена значительно ниже зависимости по экспериментальным данным, так как в реальных композитах растрескивание всех зерен не наблюдается.

Рассчитаны также зависимости  $E^*(C_1)$  для КАМ с различной зернистостью алмазов (см. рис. 5.7),  $0,282 < d < 0,565$  мм, что соответствует диапазону фракций от 315/250 (0,282 мм) до 630/500 мкм (0,565 мм). Из анализа резуль-

татов расчетов и экспериментов, приведенных на рис. 5.5—5.8, прослеживается тенденция возрастания уровня  $E^*$  (при  $C_1 = \text{const}$ ) относительно  $E_2$  с уменьшением степени повреждения зерен алмаза  $K$ .

## 5.2.2. Измерение теплопроводности композиционных алмазосодержащих материалов

Эффективную проводимость композиционного материала (отношение проводимости композита к проводимости матрицы) рассчитывали на основании известной проводимости фаз, объемной концентрации дисперсной фазы и с учетом условий взаимодействия на границе раздела фаз ( $R_{bd}$  — сопротивления границы раздела) по аналитической модели, предложенной в [165, 263, 267].

Эксплуатационные характеристики композиционных алмазосодержащих материалов инструментального назначения в значительной степени определяются состоянием алмаза, физико-механическими характеристиками связок и условиями взаимодействия на границе алмаз—связка. Наличие на границе раздела несовершенств в виде трещин, отслоений, а также разрушение алмазов, их графитизация и т. п., являющиеся следствием несовершенства либо несоблюдения технологии спекания композита, изменяют физико-механические свойства композита и, как правило, ухудшают его эксплуатационные характеристики [27, 41, 42].

Существенная зависимость теплопроводности композиционных алмазосодержащих материалов от объемного содержания и степени поврежденности алмазов, а также термического сопротивления контакта алмаз—матрица приводит нас к выводу, что именно отношение эффективной теплопроводности композита к теплопроводности матрицы является характеристикой, которая может быть использована для оценки состояния алмазов и межфазной границы. Поскольку алмаз является диэлектриком, то в аналогичных исследованиях по электропроводности влияние алмазных зерен такое же, как и геометрически подобных им пор. Последнее позволяет, с применением аппарата механики композитов, оценить состояние (степень спеченности) и соответствующие физико-механические свойства материала связки.

В табл. 5.2 приведены результаты измерения теплопроводности исследованных материалов при средней температуре измерения  $55 \pm 1$  °С. Величина  $l_0$  в экспериментах была постоянной и составляла 12 мм. Теплопроводность материала образца в Вт/(м · К) определяли по методике, изложенной в параграфе 3.6. Полученные результаты измерения теплопроводности меди и твердого сплава ВК15 хорошо согласуются с литературными данными, что также подтверждает достоверность предложенной методики измерения.

На рис. 5.9 показаны расчетная температурная зависимость теплопроводности КАМ типа «Славутич» (А800/630, концентрация алмаза 100 % усл., связка ВК6), полученная по методике, изложенной в параграфе 3.6 [264], а также экспериментальные данные.

Из рисунка видно, что с увеличением температуры теплопроводность снижается и может быть описана экспоненциальной функцией (см. рис. 5.9, кривая 1). Здесь же представлены результаты расчета и измерений эффективной теплопроводности «Славутича» (алмазы А800/630, концентрация 100 % усл.,

## 5.2. Физико-механические свойства КАМ на твердосплавных связках

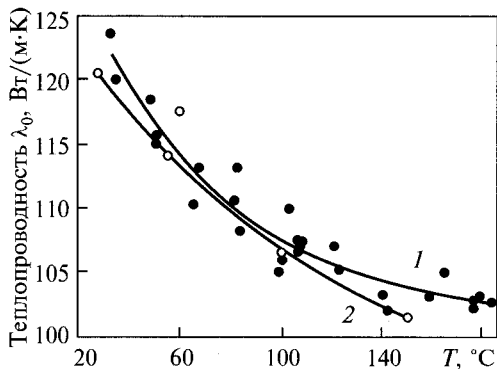
Таблица 5.2. Результаты измерения теплопроводности некоторых связок и алмазосодержащих композитов при средней температуре 55 °С [264, 265, 268]

Материал	$\Delta T_m, \text{ }^\circ\text{C}$	$\Delta T_0, \text{ }^\circ\text{C}$	$S_0, \text{ м}^2$	$\lambda_0, \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}$	$\lambda_{\text{справоч.}}, \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}$	$R_{bd}$
Медь	23,4	113,7	112,62	378,03	86,7 [3]	—
ВК15	15,00	31,00	21,4	165,3	62,1 [5]	—
ВК6	15,06	27,56	25,0	161,1	60,5 [5]	—
Связка: М6-14 (горячее прессование)	17,1		425,71	43,86	42,5	—
Связка: М6-14 (пропитка)	11,63	36,73	24,48	36,0		—
Связка: 90 % М6-14 + 10 % ВК20 (пропитка)	12,27	38,18	23,33	38,5		—
Связка: 70 % М6-14 + 30 % ВК20 (пропитка)	11,00	37,00	19,22	43,2		—
АС80 400/315 (40 % усл.) + (М6-14) (пропитка)	15,55	31,00	28,08	38,4	46,4*	0,67
SDA DL 30/40 (35 % усл.) + (М6-14) (пропитка)	18,86	24,54	52,0	142,0	45,0*	0,88
Твесал: АС80 400/315 + ВК6	13,93	32,35	14,50	82,9	108,2*	0,81
«Славутич»: А400/315 + ВК6	17,25	28,15	14,79	115,8	114,5*	1,00

связка ВК6), изложенные в работах [264, 266, 268] (см. рис. 5.9, кривая 2), в зависимости от температуры. В качестве эталонного образца использован медный сердечник со следующими характеристиками (при температуре 20 °С):  $\lambda_2 = 400 \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}$ ;  $S_2 = 28,26 \text{ мм}^2$ ;  $l_2 = 48,5 \text{ мм}$ . Данные по теплопроводности кристаллов алмаза и сплава ВК6 для расчета проводимости композита взяты из табл. 3.2 и работ [55, 119]. Незначительное расхождение приведенных на рис. 5.9 расчетных и экспериментальных значений не превышает 3 %, что свидетельствует о достоверности как методики измерения, так и теоретической модели.

В табл. 5.2 приведены также результаты измерения эффективной теплопроводности некоторых исследованных материалов рассматриваемого класса при средней температуре измерения  $55 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$  [264]. Полученные результаты измерения теплопроводности меди и твердого сплава ВК15 хорошо согласуются с литературными данными, что также подтверждает достоверность предложенной методики измерения. Справочные данные по теплопроводности взяты из [55, 119, 269, 270], а отмеченные значком (\*) — рассчитаны по аналитической модели для количест-

Рис. 5.9. Температурная зависимость теплопроводности КАМ типа «Славутич»: 1 — аппроксимация  $\lambda_0 = 101,0 + 36,88 \exp(-t/57,21)$ ; 2 — расчетные значения; • — экспериментальные данные



венной оценки эффективной проводимости композиционных материалов, предложенной в работах [165, 267], и представляют собой отношение проводимости композита к проводимости матрицы по известным значениям проводимостей фаз, объемной концентрации дисперсной фазы с учетом условий взаимодействия на границе раздела фаз.

Сравнение данных о теплопроводности алмазосодержащих композитов на основе связки М6-14, полученных методом пропитки, показывает существенную зависимость проводимости КАМ от качества используемого алмазного порошка. Однако при этом фактическое значение теплопроводности оказывается меньше теоретически предсказанного. Значит, метод пропитки не обеспечивает идеального контакта (в том числе теплового) между алмазом и связкой. Рассчитанное значение  $R$  для границы раздела фаз композита типа АС80 400/315 (40 % условно) + связка М6-14 составляет 0,67, а для композита с алмазами марки SDA DL 30/40 (35 % условно) + (М6-14) — 0,88. Последнее можно объяснить более высокой термостойкостью алмазов марки SDA DL 30/40 по сравнению с алмазами АС80 400/315 и, следовательно, меньшей долей алмазов, поврежденных в результате влияния высокой температуры при спекании, а также лучшими условиями их взаимодействия со связкой. Из табл. 5.2 также следует, что теплопроводность связки, полученной горячим прессованием, выше, чем связки, полученной методом инфильтрации, что косвенно подтверждает более совершенную структуру первой.

Оценка состояния алмазов и межфазных границ раздела алмаз—связка визуально либо инструментальными методами представляет сложную и трудоемкую задачу и не может быть использована в качестве методики количественной оценки качества изготовленного композитного материала. В связи с этим предлагаемый подход, состоящий в идентификации параметра  $R$ , представляется перспективным, так как с его помощью можно количественно оценить степень совершенства границы раздела фаз по измеряемым макроскопическим свойствам композита в сочетании с теоретическим анализом и компьютерным моделированием влияния межфазных поверхностей на свойства композитов.

Существенная зависимость теплопроводности КАМ (которые являются наиболее теплопроводной компонентой материалов) от их объемного содержания, степени совершенства, состояния и теплового сопротивления контакта алмаз—матрица, приводит к выводу о том, что именно отношение эффективной теплопроводности композита к теплопроводности матрицы является характеристикой, которая может быть использована для оценки степени совершенства его структуры.

Результаты расчета по методике [165, 263, 267] эффективной теплопроводности «Славутича» (см. рис. 5.9, кривая 2) в зависимости от температуры показывают, что расхождение расчетных и экспериментальных значений не превышает 3 %, что свидетельствует о достоверности как методики измерения, так и теоретической модели.

В отличие от рассмотренных выше, КАМ типа «Славутич» и твесал получены методом горячего прессования, предполагающим приложение термических и механических нагрузок. В результате спекания часть алмазных зерен оказывается разрушенной, что отрицательно влияет на макроскопическую

проводимость композита. Из табл. 5.2 видно, что теплопроводность твесала с алмазами АС80 400/315 составляет лишь около 70 % от проводимости аналогичного композита, армированного более прочными и термостойкими природными алмазами той же зернистости.

В предположении, что разрушенные зерна алмаза в отношении теплопроводности аналогичны порам (или слабо проводящим включениям), путем расчетов приходим к выводу, что около 30 % алмазов в твесале являются разрушенными. Реальная картина, очевидно, более сложная, поскольку вклад в общее снижение теплопроводности вносят остаточная пористость матрицы, частично поврежденные зерна и несовершенство границ раздела, в частности графитизация поверхностных слоев менее термостойких синтетических алмазов [7, 8]. Это подтверждается приведенной на рис. 5.2 структурой твесала, на которой хорошо видны графитизация алмазов и их разрушение. В отличие от твесала, для композитов с природными алмазами («Славутич») такие явления при спекании в проведенных исследованиях не обнаружены. Однако отметим, что для более полного представления о состоянии структуры (типе и степени поврежденности) композита необходимы дополнительные экспериментальные данные.

В работе [263] предложен подход по оценке качества композита. Он состоит в решении обратной задачи определения эффективной теплопроводности композита с поврежденными фазами и межфазными границами; при этом измеренное (фактическое) значение теплопроводности композита используется в качестве входного параметра задачи. Приведенные ниже два примера анализа данных табл. 5.1 иллюстрируют теоретическую возможность использования такого подхода к оценке структурного состояния композита.

Разработанная методика обеспечивает получение достоверных значений теплопроводности алмазосодержащих композиционных материалов инструментального назначения, необходимых, в первую очередь, для решения вопроса об их применимости для производства камнеобрабатывающего и бурового инструментов. Такие данные в сочетании с теоретическим методом предсказания теплопроводности композитных материалов позволяют получить интегральную оценку степени совершенства структуры (или «качества») композита, по которой можно прогнозировать его эксплуатационные свойства.

### 5.2.3. Влияние состава КАМ на эффективный коэффициент температурного расширения

Используя приведенную выше систему термоанализа, определяли КТР ряда типов алмазосодержащих композитов. Результаты испытаний приведены в табл. 5.3 и на рис. 3.23. Согласно этим результатам увеличение объемного содержания алмазов в композитах с матрицей из ВК6 («Славутич») и со стекло-керамической связкой приводит к уменьшению  $\alpha^*$ . Этот эффект очевиден ввиду того, что КТР алмаза до 1000 К равен только  $\alpha_1 = 3,7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . Однако для КАМ со связкой на основе ВК6 + Cu + релит ожидаемого уменьшения  $\alpha^*$  с увеличением содержания алмазов не наблюдается, что можно объяснить отсутствием связи на границе взаимодействия алмаз—матрица.

Таблица 5.3. Коэффициенты термического расширения исследуемых КАМ

Состав КАМ	Концентрация алмазов в КАМ $C_1$ , % (ГОСТ 9770-61)	$\alpha^*$ , $10^{-6} \text{ K}^{-1}$ (на воздухе)	$\alpha^*$ , $10^{-6} \text{ K}^{-1}$ (в среде азота)
АС50 250/200 + ВК6 + Cu + релит	0	10,52	11,42
— » —	0,31 (125)	11,16	10,06
— » —	0,38 (150)	9,07	9,31
— » —	0,44 (175)	11,63	9,74
— » —	0,50 (200)	9,89	9,06
Средние значения $\alpha^*$		$10,43 \pm 1,17$	$9,54 \pm 0,44$
АС50250/200 · (0,133 % Ni) + ВК6 + + Cu + релит	0,25 (100)	10,17	8,80
— » —	0,312 (125)	9,80	9,15
— » —	0,375 (150)	11,06	10,36
— » —	0,44 (175)	11,85	10,73
— » —	0,500 (200)	10,59	8,90
Средние значения $\alpha^*$ «Славутич»:		$10,69 \pm 0,79$	$10,07 \pm 0,94$
А400/315 (300-800 К)	0	8,62	—
— » —	0,187(75)	7,53	—
— » —	0,250(100)	6,54	—
— » —	0,312(125)	6,01	—
— » —	0,375 (150)	5,83	—

Статистическая обработка экспериментальных значений, полученных для этого типа КАМ (см. рис. 3.23) с металлизированными и неметаллизированными никелем алмазами (испытанных на воздухе и в защитной среде азота), показала, что среднеквадратическое значение  $\alpha$  всего массива данных во всем диапазоне концентрации алмазов составляет  $(10 \pm 0,94) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ , что практически совпадает со значением КТР материала связки  $\alpha_2 = 10,52 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ .

Расчетные зависимости  $\alpha^* = f(C_1)$  (см. рис. 3.23, сплошные кривые) хорошо согласуются с экспериментальными данными, причем чем меньше разница  $\Delta\alpha = \alpha_2 - \alpha_1$ , тем меньше полученная расчетная зависимость отличается от линейной, как следует из сравнения данных для «Славутича» и КАМ со стеклокерамической связкой. Действительно, рассчитывая  $\alpha^*$  по «модифицированному правилу смеси»:

$$\alpha^* = \alpha_2 - (\alpha_2 - \alpha_1)C_1, \quad (5.1)$$

для «Славутича» получаем отклонение от точного решения в пределах 5,8 %, а для КАМ со стеклокерамической связкой оно достигает 6,9 %. Кроме того, расчетная кривая  $\alpha^*$  для КАМ с медьсодержащей матрицей существенно зависит от концентрации алмазов, что противоречит эксперименту ( $\alpha^* = \text{const}$ ). Это обстоятельство напоминает о необходимости обязательного учета условий связи фаз при численном определении значений  $\alpha^*$ , т. е. если на основании фрактографических исследований установлено, что адгезия между компонентами КАМ отсутствует, то в термоупругих расчетах следует принимать условие  $\alpha^* = \alpha_2$ . В противном случае можно получить противоречивые результаты.

Таким образом, эффективным коэффициентом температурного расширения можно управлять в широком диапазоне не только варьированием свойств



матрицы  $\alpha_2$ , но и изменяя условия связи между компонентами композита. Установлено, что исследуемая характеристика чувствительна не только к составу композита, но и к особенностям его структурного состояния.

### 5.2.4. КТР сплавов-растворителей синтетических алмазов спонтанного синтеза

Термоупругие свойства КАМ зависят от теплофизических свойств и степени технологического повреждения (разупрочнения, растрескивания) алмазов, а также от термоупругих свойств сплавов-растворителей, используемых в процессе спонтанного синтеза алмаза. Поэтому рассмотрим КТР сплавов-растворителей  $\alpha_{\text{спл}} = \alpha_2$  для ряда ростовых систем алмаза. В работах [52, 270] проанализировано состояние опытных партий синтетических алмазов, полученных спонтанным синтезом с такими типами сплавов-растворителей: 40 % Ni-60 % Mn-1 %  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ; 40 % Ni-60 % Mn-0,8 % Si; 95 % Fe-5 % Si; 88 % Co-12 %  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ; 48 % Ni-48 % Fe-4 %  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ; 26,4 % Fe-61,6 % Co-12 %  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ; 44 % Fe-44 % Co-12 %  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ . Их удельная магнитная восприимчивость и количество несгоревшего остатка (концентрация включений сплава-растворителя) приведены в табл. 5.4.

В результате обработки данных испытаний определены КТР образцов сплавов-растворителей  $\alpha_{\text{спл}} = \alpha_2$ . С использованием специальной установки были получены дилатограммы образцов семи типов сплавов-растворителей до температуры 1000 °С в среде азота, на основании которых были рассчитаны значения коэффициентов термического расширения, приведенные в табл. 5.5.

Таблица 5.4. Удельная магнитная восприимчивость и количество несгоревшего остатка (концентрация включений сплава-растворителя) в исследуемых алмазах

Тип сплава-растворителя	Зернистость, мкм	Удельная магнитная восприимчивость $\chi$ , $10^{-8} \text{ м}^3/\text{г}$	Количество несгоревшего остатка, %
40 Ni-60Mn-1 % $\text{Cr}_3\text{C}_2$	315/250	16,7	1,08
40 Ni-60Mn-0,8Si	400/315	7,7	1,43
95 Fe-5Si	400/315	673	3,08
88Co-12 $\text{Cr}_3\text{C}_2$	315/250	199	1,48
48 Ni-48Fe-4 $\text{Cr}_3\text{C}_2$	315/250	220	1,92
26,4 Fe-61,6 Co-12 $\text{Cr}_3\text{C}_2$	630/500	597	5,56
44 Fe-44Co-12 $\text{Cr}_3\text{C}_2$	315/250	6,7	2,37

Таблица 5.5. Коэффициент теплового расширения испытанных сплавов-растворителей

Тип сплава-растворителя	КТР $\alpha_2$ , $10^{-6} \text{ К}^{-1}$	$(\alpha_2 - \alpha_1)/\alpha_1$
40 Ni-59Mn-1 % $\text{Cr}_3\text{C}_2$	20,3	4,49
40 Ni-59,2Mn-0,8Si	19,2	4,19
95 Fe-5Si	12,95	2,5
88Co-12 $\text{Cr}_3\text{C}_2$	10,3	1,78
48 Ni-48Fe-4 $\text{Cr}_3\text{C}_2$	10,17	1,75
26,4 Fe-61,6 Co-12 $\text{Cr}_3\text{C}_2$	9,32	1,52
44 Fe-44Co-12 $\text{Cr}_3\text{C}_2$	9,21	1,49

Исходя из приведенных в табл. 5.5 данных, заключаем, что КТР испытанных сплавов-растворителей  $\alpha_{\text{спл}} = \alpha_2$  больше КТР алмаза ( $\alpha_1$ ) в 2,49...5,49 раз. Поэтому можно предположить, что в силу большого термоупругого несоответствия в алмазах имеют место внутренние остаточные напряжения высокого уровня. Это предположение соответствует результатам исследований, полученных В.Н. Ткачом [271].

### 5.2.5. Прочность КАМ с твердосплавными связками

Очевидно, что прочность КАМ с хрупкой матрицей зависит не только от объемного содержания алмазов и соотношения упругих постоянных алмаза и материала матрицы, но и от уровня остаточных температурных напряжений, а также степени повреждения самих алмазов. Проблеме теоретического и экспериментального исследования прочности двухкомпонентных композитных материалов, содержащих твердые дисперсные частицы, в зависимости от механических свойств компонентов и объемной концентрации твердой фазы посвящено немного работ [142—144, 211, 215]. Блюменауэр, Бок, Хоффман, Андрус, Насон предпринимали попытки учесть еще влияние остаточных температурных напряжений [142—144, 215]. Однако во всех этих исследованиях композиты рассматривались как совершенная среда без каких-либо дефектов в компонентах.

В данной монографии установлено, что идеализированное представление структуры КАМ, лишенной несовершенств, приводит к результатам, существенно отличающимся от реальных, как это показано при исследовании эффективного модуля упругости КАМ. Однако меру влияния степени повреждения дисперсной фазы на изменение характеристик предельного состояния композитов рассматриваемого класса следует определить. В главе 4 показано, как изменяются основные термоупругие постоянные КАМ с идеализированной бездефектной структурой  $E_0^*$ ,  $K_0^*$ ,  $\mu_0^*$ ,  $\nu_0^*$  и  $\alpha_0^*$  в зависимости от соотношения постоянных компонентов композита и объемного содержания алмазов  $C_1$ . Используя эти результаты и разработанные модели деформирования КАМ при одноосном сжатии или растяжении, количественно определяем зависимость прочности исследуемых композитов с учетом влияния перечисленных факторов.

Рассмотрим упрощенную схему модели, когда идеализированная структура КАМ представляется совершенной, т. е. степень повреждения  $K = 0$  и, следовательно, все зерна в объеме композита сплошные. С таким уточнением, используя выражения (3.66), (3.68), (3.72) и (3.77), можно количественно определить изменение прочности КАМ с учетом влияния только остаточных температурных напряжений и объемного содержания алмазов. Как и в предыдущей главе, моделирование проводилось на КАМ следующих типов: твердый сплав ВК6 с природными или синтетическими алмазами различных марок и зернистостей; стеклоподобная матрица (стекло 30 +  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) с синтетическими алмазами АС50 315/250; твердый сплав ВК6 с медной пропиткой с природными алмазами А500/400.

Используя программное обеспечение, реализующее вычисления упругих постоянных и прочности КАМ при одноосном сжатии (3.65) или растяжении (3.68)

для объемного содержания алмазов  $C_1$  ( $0 \leq C_1 \leq 0,4$ ) с соответствующими постоянными матричного материала и алмаза, а также прочности матрицы и температуры трансформации, выполняли вычисления прочности КАМ. Рассмотрим подробнее результаты вычислений на примерах КАМ с хрупкими матрицами, свойства которых приведены в табл. 5.3. На рис. 5.10 показаны результаты исследования КАМ типа «Славутич» (ВК6 + А500/400), а другие зависимости для иных композитов представлены на рис. 5.11. Из рис. 5.10 следует, что прочность «Славутича» при одноосном сжатии (кривая 1) снижается с увеличением объемного содержания алмазов, причем наличие в объеме даже незначительного количества зерен алмаза приводит к скачкообразному уменьшению прочности от  $\sigma_{с(ВК6)} < 3400$  МПа до  $\langle \sigma \rangle_0^* \leq 1600$  МПа (при  $C_1 > 0$ ).

В данном случае это, очевидно, обусловлено тем, что зерно алмаза является локальным концентратором напряжений, оказывающим столь негативное воздействие на предельное состояние композита в целом.

Отметим, что присутствие зерна алмаза в твердом сплаве ВК6 более чем в 2 раза уменьшает его прочность, а снижение прочности КАМ с последующим увеличением объемного содержания алмазов в диапазоне  $0 \leq C_1 \leq 0,4$  не превышает 23 %. Это уменьшение прочности обусловлено увеличением приведенных остаточных температурных напряжений  $\langle \sigma_{ij}^2 \rangle_0$  в матрице, что подтверждают данные в табл. 5.6.

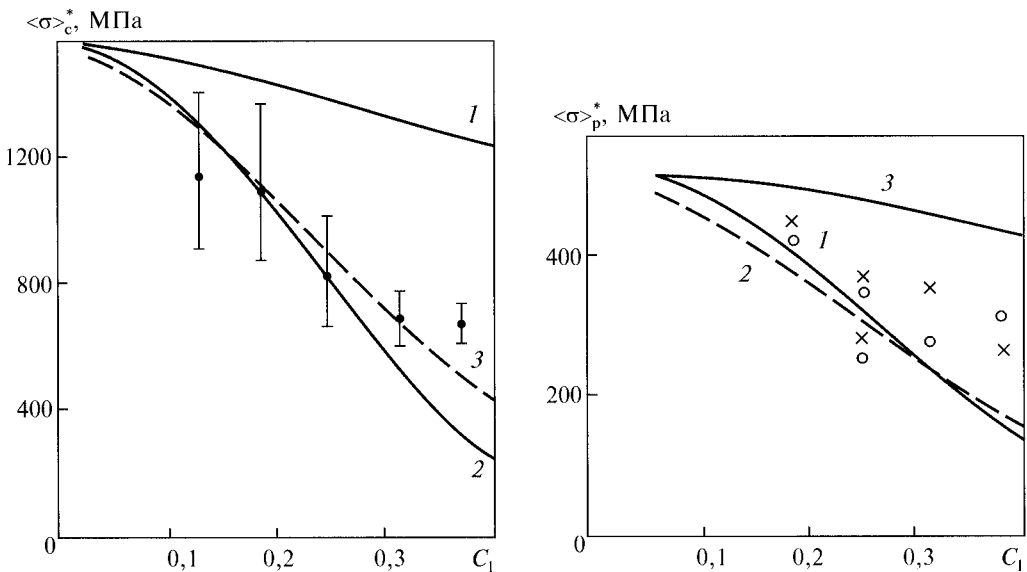


Рис. 5.10. Расчетные и экспериментальные зависимости прочности КАМ «Славутич» (А500/400) при одноосном сжатии от объемного содержания алмазов ( $\Delta T = -770$  К): 1 —  $K = 0$ ; 2 —  $K = f(C_1)$ ; 3 — приближенная оценка по формуле (5.6)

Рис. 5.11. Зависимости прочности КАМ типа «Славутич» (ВК6 + А 400/315) при растяжении (1), твсала (ВК6 + АС82Т 315/250) (2) и гипотетического КАМ с неповрежденными алмазами (3) от объемного содержания алмазов

Таблица 5.6. Расчетные значения прочности КАМ типа «Славутич» и остаточных температурных напряжений в его матрице ( $d = 0,45$  мм) при одноосном сжатии

$C_1$	$\langle \sigma \rangle_c^*$ , МПа			$\langle \sigma \rangle_c$ , МПа (эксперимент)	$\langle \sigma_{11}^2 \rangle_\theta$ , МПа (расчет по (3.59))
	Расчет без учета повреждения структуры по (3.65)	Расчет с учетом повреждения структуры по (5.3)	Приближенная оценка по (5.6)		
0,125	1510	1376	1300	$1153 \pm 207$	130
0,187	1472	1120	1103	$1117 \pm 256$	200
0,250	1410	825	900	$824 \pm 140$	266
0,312	1358	548	690	$683 \pm 106$	338
0,375	1285	305	480	$665 \pm 52$	415

Из формул (3.59) следует, что приведенные остаточные температурные напряжения зависят не только от соотношения термоупругих постоянных компонентов композита, но и от перепада температуры  $\Delta T$ . Под  $\Delta T$  следует понимать разность между температурой испытания  $T_u$  и температурой начала процесса вязкого течения материала матрицы  $T_T$  при одноосном сжатии. Верхний температурный предел для вольфрамо-кобальтового твердого сплава (типа ВК6) определен Давилем и Малем при исследованиях высокотемпературной ползучести, результаты которых приведены в обобщающей монографии Г.С. Креймера [272]. Здесь показано, что вязкое течение твердого сплава наступало при температуре 1070 К. Таким образом, при проведении расчетов прочности КАМ, деформируемого при комнатной температуре,  $\Delta T = T_u - T_T \approx -770$ . Аналогично можно определить прочность КАМ при одноосном растяжении. Схема вычислений сохраняется, только расчет прочности выполняется в соответствии с формулами (3.67), (3.68). Предполагая при вычислении прочности КАМ из «Славутича», что структура композита бездефектная, т. е.  $\epsilon^* = 0$ , определяем зависимость прочности при одноосном растяжении  $\langle \sigma \rangle_p$  КАМ из «Славутича» и твесала (см. рис. 5.11).

Отметим, что при  $\epsilon^* = 0$  свойства компонентов этих композитов совпадают, поэтому полученная зависимость изменения приведенной прочности при одноосном растяжении с увеличением объемного содержания алмазов (см. рис. 5.11, кривая 3) распространяется на оба указанных типа композита. Как и ранее, в точке  $C_1 = 0$  функция  $\langle \sigma_{11}^2 \rangle = f(C_1)$  претерпевает разрыв, т. е. с введением зерна алмаза в объем твердосплавной матрицы предельное состояние наступает при напряжениях, значительно меньше уровня прочности самой матрицы, что обусловлено влиянием концентрации напряжений около зерна алмаза. Последующее уменьшение прочности определяется влиянием остаточных температурных напряжений, уровень которых превышает прирост прочности вследствие увеличения модуля объемного сжатия композита с возрастанием концентрации алмазов. Однако эффект снижения прочности незначителен и не превышает 14 % при  $0 < C_1 \leq 0,4$  (см. рис. 5.11). Очевидно, что прочность КАМ с увеличением объемного содержания алмазов должна возрастать, так как при этом увеличиваются соответствующие им эффектив-

ные модули объемного сжатия  $K_0$  и сдвига  $\mu_0$ . К тому же прирост прочности КАМ зависит от соотношения упругих постоянных алмаза и матрицы. Чем больше это соотношение, тем интенсивнее увеличение содержания алмазов влияет на прирост прочности. Однако указанный прирост компенсируется и увеличивающимися остаточными температурными напряжениями. Приведенные рассуждения очевидны и следуют из аналитических выражений (3.65)—(3.68).

Проиллюстрируем изложенное выше результатами расчетов прочности КАМ, у которых соотношение упругих постоянных алмаза и матрицы больше, чем в «Славутиче» и твесеале ( $E_1/E_2 \approx 1,6$ ). Для КАМ с медьсодержащей матрицей (ВК6 + 10 % Cu;  $E_2 = 415$  ГПа,  $\nu_2 = 0,23$ ), как следует из расчета при  $\varepsilon^* = 0$  (рис. 5.12), прирост прочности, обусловленный увеличением модуля объемного сжатия, компенсируется повышением уровня остаточных температурных напряжений. В итоге эффективная прочность при одноосном сжатии этого композита остается практически на одном и том же уровне.

Таким образом, численная реализация разработанной модели предельного состояния позволила прежде всего установить причину скачкообразного снижения прочности хрупких материалов, используемых в качестве матриц в производстве КАМ при введении в композицию даже незначительного количества зерен алмаза ( $C_1 \ll 0,1$ ). Однако, несмотря на относительно малые линейные размеры зерен используемых порошков алмазов, они воспринимаются в однородной упругой матрице как концентраторы напряжений, приводящие к кратному снижению ее прочности. Разрушение композита как при одноосном сжатии, так и при растяжении происходит вследствие влияния растягивающих напряжений в матрице. Но при смене знака вектора прикладываемой нагрузки полюс максимальных растягивающих напряжений перемещается от  $\varphi = 0$  к  $\varphi = \pi/2$  (см. рис. 3.27), т. е. при сжатии траектория разрушения соосна с осью симметрии цилиндрического образца и приложения нагрузки, а при растяжении — ортогональна им.

Следовательно, именно возникновение концентрации растягивающих напряжений около введенного зерна алмаза является первопричиной резкого снижения прочности исходного материала матрицы. Последующее увеличение объемного содержания алмазов сопровождается повышением прочности композита, обусловленного увеличением эффективных модулей объемного сжатия и сдвига, причем интенсивность прироста прочности в результате изменения только приведенных упругих свойств тем больше, чем больше отношение упругих постоянных компонентов композита, в частности  $E_1/E_2$ . Однако этот потенци-

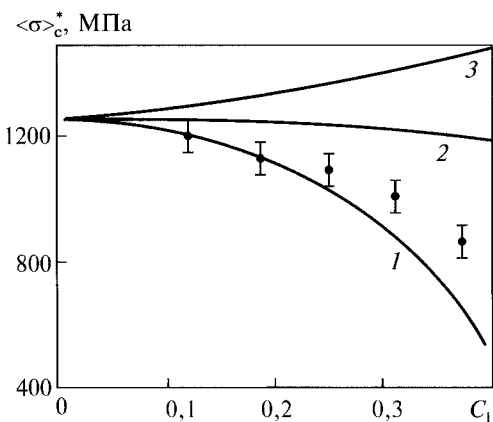
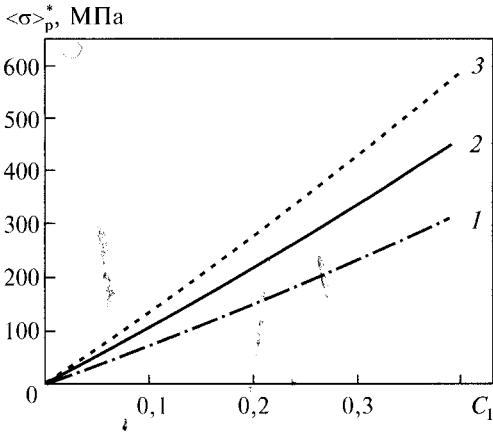


Рис. 5.12. Расчетные и экспериментальные зависимости прочности КАМ с медной пропиткой (А 500/400 + ВК6 + Cu) от объемного содержания алмазов с учетом влияния степени повреждения алмазов и остаточных температурных напряжений: 1 — расчет по формуле (3.72); 2 — расчет по формуле (3.65) при  $\varepsilon^* = 0$ ; 3 — при  $\varepsilon^* = 0, T = 0$



**Рис. 5.13.** Зависимость приведенных остаточных температурных напряжений в связке КАМ типа «Славутич» от объемного содержания алмазов (точное решение по формуле (3.59)): 1 —  $\Delta T = 570$  К; 2 — 770 К; 3 — 970 К

альный прирост прочности композита компенсируется негативным воздействием остаточных температурных растягивающих напряжений (при  $\alpha_2 > \alpha_1$ ), возникающих в матрице в результате термоупругого несоответствия компонентов (рис. 5.13).

Нами определены и проанализированы два фактора, обуславливающие уменьшение прочности хрупких матричных материалов при внедрении в них посредством совместного спекания методами порошковой металлургии зерен алмаза. Однако ограничивать рассмотрение условий предельного состояния алмазосодержащих композитов только в рамках этих факторов было бы неоправданным упрощением модели, так как упругие постоянные исследуемого класса композитов существенно зависят от степени повреждения алмазов, значит, влияние этого фактора необходимо учитывать в изменении их прочности.

Как показано выше на примере исследования факторов, влияющих на эффективный модуль упругости ряда типов КАМ, несовершенство или дефектность структуры композитов проявляется в изменении их термоупругих постоянных  $K$ ,  $E$ ,  $\mu$  и  $\beta$ . Воспользуемся зависимостями, связывающими основные упругие постоянные поврежденного  $K^*$ ,  $E^*$ ,  $\mu^*$  и неповрежденного  $K_0^*$ ,  $E_0^*$  и  $\mu_0^*$  твердого тела, установленными Будинским и О'Коннеллом [154]:

$$K^*/K_0^* = 1 - \eta^*; \quad E^*/E_0^* = 1 - \varepsilon^*; \quad \mu^*/\mu_0^* = 1 - q^*;$$

$$\eta^* = \frac{\pi^2}{6} \left( \frac{1 - \nu^{*2}}{1 - 2\nu^*} \right) \xi; \quad \varepsilon^* = \frac{\pi^2}{30} (1 - 2\nu^*)(5 - 4\nu^*) \xi; \quad q^* = \frac{\pi^2}{60} (10 - 7\nu^*) \xi, \quad (5.2)$$

где  $\xi$  — параметр повреждения структуры композита, обусловленный степенью повреждения алмазов,  $\xi = \pi N K d^3 / 8$  (см. (3.21)).

Подставляя эти выражения в формулы (3.65)—(3.68), получаем условия предельного состояния КАМ при одноосном сжатии или растяжении с учетом повреждения алмазов:

$$\langle \sigma \rangle_c^* = -A^*(\sigma_0 + B^*\theta); \quad \langle \sigma \rangle_p^* = \frac{A^*}{3}(\sigma_0 + B^*\theta),$$

где

$$A^* = 3C_2 \left\{ \frac{K_2}{K_3 K_0^* (1 - \eta^*)} [K_0^* (1 - \eta^*) - K_1] + \frac{2\mu_2 [\mu_0^* (1 - q^*) - \mu_1]}{\mu_3 \mu_0^* (1 - q^*)} \right\}^{-1} =$$

$$\begin{aligned}
 &= 3C_2 \left[ \frac{K_2}{K_3 K^*} (K_0^* - K_1) + \frac{2\mu_2}{\mu_3 \mu^*} (\mu^* - \mu_1) \right]^{-1}, \\
 B^* &= - \left\{ B_2 + \frac{K_2}{C_2 K_3} \left[ \langle \beta \rangle (1 - 9K_1 K_0^* (1 - \eta^*)) - \frac{9K_1 K_0^* \beta_3 (1 - \eta^*)}{K_3} (K_0^* (1 - \eta^*) - \langle K \rangle) \right] \right\} = \\
 &= - \left\{ \beta^2 + \frac{K_2}{C_2 K_3} \left[ \langle \beta \rangle (1 - 9K_1 K^*) - \frac{9K_1 K^* \beta^3}{K_3} (K^* - \langle K \rangle) \right] \right\}. \quad (5.3)
 \end{aligned}$$

Реализация вычисления эффективных значений прочности  $\langle \sigma \rangle_c^*$  и  $\langle \sigma \rangle_p^*$  на ЭВМ не претерпевает существенных изменений, кроме использования в вычислениях полиномов  $K = f(C_i)$  (см. (2.1)) для соответствующих марок и зернистостей алмазов, определения  $N$  — числа зерен алмазов в единице объема ( $N = m^{3/2}$ ), а также приведенного диаметра зерна  $d$ .

Сохраняя исходные данные о физико-механических характеристиках компонентов уже рассмотренных выше типов КАМ (см. табл. 5.6) и учитывая особенность изменения степени повреждения алмазов в композите в зависимости от их марки, зернистости и объемной концентрации (см. (1.9)), выполняли расчеты изменения прочности при одноосном сжатии и растяжении исследуемых композитов, но уже с учетом степени повреждения алмазов. Результаты приведены на рис. 5.10—5.12, что дает возможность из сравнения с предыдущими зависимостями (при  $\eta^* = \varepsilon^* = q^* = 0$ , см. (5.3)) установить меру влияния растрескивания алмазов на изменение прочности композитов.

Результаты расчетов, выполненных по формулам (5.3), показывают, что повреждение алмазов существенно влияет на прочность композитов в целом. Отметим, что вместо часто употребляемого в механике композитных материалов абстрактного термина «повреждение» в настоящем исследовании введено конкретное понятие, которое определяет повреждение структуры композита, отличающее ее от композита с идеализированной совершенной структурой. В данном случае мы оперируем понятием «степень повреждения алмазов», обуславливающим вполне конкретно количество и площадь поверхности стохастически распределенных дисковых трещин в объеме макрооднородного, макроизотропного и линейно деформируемого твердого тела, термоупругие постоянные которого соответствуют приведенным характеристикам совершенного композита. Пионерские работы в решении проблемы конкретизации физического смысла параметров повреждения структуры композитов принадлежат В.П. Тамужу и В.С. Куксенко [186], С.Т. Милейко и др. [175], Будинскому и О'Коннелу [154], Эвансу и Портеру [273], Помпе и Крехеру [184]. В этих работах параметры повреждения распространяются на однородные либо волокнистые структуры и прямого отношения к двухкомпонентным средам с дисперсными частицами не имеют.

Предлагаемый параметр повреждения  $\varepsilon^*$  (см. (3.19)) основан на аналогии с физическими понятиями о повреждении структуры, предложенными указанными выше исследователями. Проанализировав физический смысл, вложенный в понятие «степень повреждения алмазов», и определив параметр повреждения структуры композиционного алмазосодержащего материала  $\varepsilon^*$ ,

рассмотрим влияние этого фактора на изменение прочности исследуемых типов композитов. Представление об изменении абсолютной величины безразмерного параметра повреждения структуры  $\varepsilon^*$  в зависимости от марки зерна алмаза, его приведенного диаметра (зернистости порошка) и объемного содержания в композите можно составить на основании результатов вычислений, выполненных для исследуемых композитов. Абсолютная величина параметра  $\varepsilon^*$  в зависимости от диаметра и объемной концентрации алмаза в композитах типа «Славутич» при насыщении порошками природного алмаза ( $A\ 500/400$ ,  $d \approx 0,45$  мм) до  $C_1 \leq 0,4$  может достигать 0,4.

Исследование изменения параметра повреждения, так же, как и других характеристик композита, ограничим значением  $C_1 \leq 0,4$ , что можно объяснить отсутствием четких и корректных представлений о свойствах матричного материала в композите и степени повреждения алмазов при их концентрации более 0,4. Кроме того, указанное ограничение обусловлено и тем, что в диапазоне  $0 < C_1 \leq 0,4$  свойства матричного материала претерпевают некоторые изменения в силу вариации интенсивности физико-химических процессов как функции концентрации алмазов, протекающих в материале матрицы при взаимодействии с алмазами, а также изменением объемных деформаций при горячем прессовании в силу увеличения модуля объемного сжатия.

Однако в указанном диапазоне концентрации алмазов эти трансформации принимаются большого порядка малости по сравнению с изменением искоемых функций, поэтому в рассматриваемой модели ими пренебрегаем. Зависимость параметра  $\varepsilon^*$  от объемной концентрации алмазов нелинейна, так же, как и эффективный модуль упругости  $E^*$  всех рассматриваемых типов КАМ. Как следствие, зависимости прочности, рассчитанные с учетом повреждения алмазов, также нелинейны (см. рис. 5.10—5.12). Расчетные значения прочности при одноосном сжатии и растяжении КАМ всех рассматриваемых типов, содержащих поврежденные зерна алмазов, с увеличением их концентрации быстро уменьшаются относительно значений прочности этих композитов с идеализированной совершенной структурой ( $K = 0$ ). При  $C_1 < 0,4$  прочность  $\langle \sigma \rangle_c^*$  и  $\langle \sigma \rangle_p^*$  для «Славутича» и твесала предположительно уменьшается в 5,3 раза при сжатии и в 3,3 раза при растяжении (см. рис. 5.10 и 5.12).

Если при определении прочности  $\langle \sigma \rangle_c^*$  и  $\langle \sigma \rangle_p^*$  композитов типа «Славутич», твесал и КАМ со стеклокерамической матрицей сложности не возникают, так как в расчетных формулах (3.65) и (3.68) функционально учитывается влияние наиболее существенных факторов, то для КАМ с медьсодержащей матрицей необходимо учитывать некоторые особенности несовершенства их структуры, присущие только им и не характерные для названных выше композитов. Эти особенности касаются условий связи между алмазами и медьсодержащей матрицей. Отсутствие адгезионной связи между ними должно найти отражение не только в характере изменения эффективного модуля упругости (см. рис. 3.20) и приведенного коэффициента температурного расширения (см. рис. 3.23), но и прочности КАМ.

Поскольку связь на границе контакта фаз отсутствует, предположим, что при деформировании на зерно алмаза передается только шаровая составляющая



тензора напряжений. При этом его модуль сдвига можно условно приравнять нулю ( $\mu_1 = 0$ ). Кроме того, как уже установлено, этот тип композита при тепловом воздействии расширяется как пористое твердое тело ( $\alpha^* = \alpha_2$ , т. е.  $\beta_1 = 0$ ). С учетом указанных условий аналитические выражения для  $A^*$  и  $B^*$  (см. (3.65)) преобразуются к виду

$$A^* = 3C_1 / \left( \frac{K_2(K^* - K_1)}{K_3 K^*} - 2 \right);$$

$$B^* = - \left[ B_2 + \frac{K_2}{C_2 K_3} B_2 \left( C_2 - \frac{K_1}{K_2} \right) \right]. \quad (5.4)$$

В результате выполненных вычислений получен график изменения прочности КАМ с медьсодержащей матрицей при одноосном сжатии (см. рис. 5.37). В этом случае учет повреждения структуры приводит к снижению прочности КАМ по сравнению с прочностью идеализированного композита с совершенной структурой (см. рис. 5.12, кривая 2) в 2,6 раза (при  $C_1 = 0,4$ ).

Таким образом, степень повреждения алмазов в КАМ существенно влияет на уменьшение прочности композитов исследуемого класса. Следовательно, использование в практических расчетах на прочность КАМ моделей с идеализированной структурой без учета особенностей повреждения алмазов и условий их связи с материалом матрицы приведет к нереальным результатам.

### 5.2.6. Моделирование изменения прочности КАМ

Ранее на основании численной реализации модели предельного состояния двухкомпонентного композита, содержащего твердые дисперсные частицы, на примерах некоторых типов КАМ с различными матричными материалами, спеченных с порошками природного или синтетического алмаза, проанализировано влияние остаточных температурных напряжений и степени повреждения алмазов на изменение прочности этих композитов при одноосном сжатии и растяжении. При этом отправной точкой в анализе являлись зависимости прочности КАМ с идеализированной совершенной структурой от начальных напряжений, а исследуемые факторы рассматривались только как причины отклонения от исходного состояния композитов. Анализ проведен поэтапно с введением в рассмотрение последовательно факторов концентрации алмазов и степени их повреждения. С помощью такого подхода можно оценить меру воздействия указанных факторов на изменение прочности исследуемых композитов, но нельзя проранжировать весь набор анализируемых факторов на изменение концентрации напряжений в окрестности зерна алмаза, приведенных остаточных температурных напряжений и степени повреждения алмазов. Выполним это, исключая влияние перечисленных факторов по очереди из функциональной системы рассматриваемой модели композита, которая описывается набором обобщающих выражений (5.4).

Совместное влияние остаточных температурных напряжений и степени повреждения алмазов на изменение прочности КАМ при одноосном сжатии  $\langle \sigma \rangle_c^*$  и растяжении  $\langle \sigma \rangle_p^*$  показано на рис. 5.10—5.12. Для количественной

оценки меры влияния каждого из анализируемых факторов необходимо зафиксировать параметр объемного содержания алмазов. Поскольку в реальных композиционных алмазосодержащих материалах из соображений износостойкости наиболее часто применяемой концентрацией алмазов является  $C_1 = 0,25$  (100 %), дальнейшее ранжирование факторов будем осуществлять только при указанном значении  $C_1$ .

Численное моделирование изменения прочности КАМ при различных комбинациях действующих факторов влияния проведем на примере «Славутича», не теряя при этом общности подхода, в равной степени распространяющегося и на другие типы исследуемых в настоящей работе композитов. Используя аналитические выражения (3.65), (3.67), (3.73), (3.77), (5.3)—(5.4), можно оперативно проводить количественную оценку эффективных значений прочности  $\langle \sigma \rangle_c^*$  и  $\langle \sigma \rangle_p^*$  композитов для произвольной комбинации анализируемых факторов.

Рассмотрим кривые прочности  $\langle \sigma \rangle_c^*$  и  $\langle \sigma \rangle_p^*$  «Славутича», рассчитанные с учетом всех анализируемых факторов, которые, на наш взгляд, наиболее полно отражают реальное состояние композита:  $K = f(C_1)$  (см. (1.9)),  $\Delta T = -770$  К,  $d = 0,375$  мм и  $d' = 0,45$  мм,  $\sigma_0 = 1600$  МПа,  $\sigma_c = 3400$  МПа,  $\alpha_2 = 8,6 \cdot 10^{-6}$  К $^{-1}$  (рис. 5.14 и 5.15). Отметим, что при  $C_1 = 0,25$  прочность КАМ имеет наиболее реальное значение:  $\langle \sigma \rangle_c^* = 923$  МПа. Примем условно это значение в качестве базовой прочности композита такого типа. Сохраняя все параметры и константы без изменения, варьируем перепад температуры  $\Delta T = -770 \pm 200$  К (см. рис. 5.14). При этом прочность  $\langle \sigma \rangle_c$  изменяется только в пределах 5,7 % относительно базовой прочности. Предположим, что остаточные температурные напряжения в композите равны нулю. Для этого достаточно положить в формулах (5.4)  $\Delta T = 0$ . В этом случае прочность композита (при  $C_1 = 0,25$ ) повышается относительно базовой на 20 %. Однако если, сохранив на прежнем уровне остаточные напряжения, предположить, что  $K = 0$ , т. е. алмазы после спекания композита не растрескиваются и, следовательно,  $\epsilon^* = 0$ , то прочность такого композита увеличится уже на 58,2 %. Столь существенное различие в получаемых эффектах от ликвидации приведенных остаточных напряжений и в результате формирования неповрежденной, но напряженной структуры можно объяснить, проанализировав уравнение  $\langle \sigma \rangle_c^* = A^* (\sigma_0 + B^* \Delta T)$  (см. (5.4)).

Приведенные остаточные температурные напряжения сформулированы в виде свободного члена  $B^* \Delta T$  уравнения, который определяет перемещение значений функции только по ординате, а изменение эффективных значений модуля объемного сжатия и сдвига обуславливает значение множителя  $A^*$  (см. (5.4)), т. е. определяет поворот функции, что в большей мере влияет на поведение функции в целом. Отсюда следует, что совершенствование технологии формирования структуры КАМ, направленное на уменьшение степени повреждения алмазов, более эффективно в смысле повышения их прочности по сравнению с поисками, направленными на разработку способов снижения остаточных технологических напряжений. И, наконец, предположим, что композит имеет

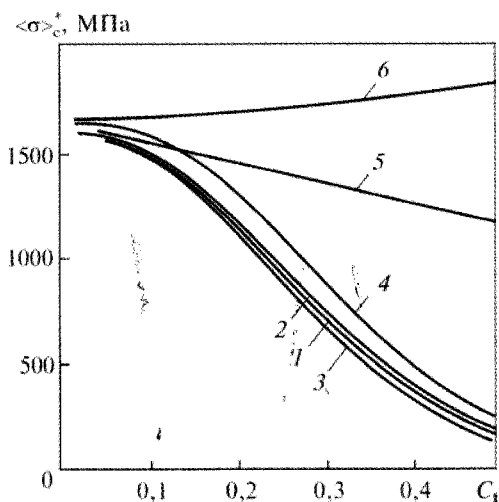


Рис. 5.14. Зависимость прочности КАМ типа «Славутич» при одноосном сжатии от степени повреждения алмазов (А 400/315), уровня приведенных остаточных напряжений и объемного содержания алмазов: 1 —  $\Delta T = -970$  К; 2 —  $\varepsilon^* = f(C_1, d)$ ,  $\Delta T = -770$  К; 3 —  $\Delta T = -570$  К; 4 —  $\varepsilon^* = f(C_1, d)$ ,  $\Delta T = 0$ ; 5 —  $\varepsilon^* = 0$ ,  $\Delta T = -770$  К; 6 —  $\varepsilon^* = 0$ ,  $\Delta T = 0$

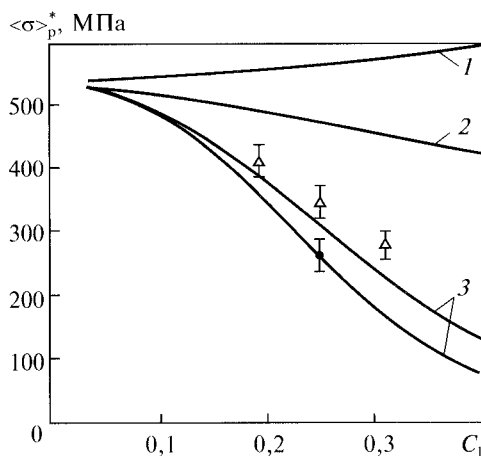


Рис. 5.15. Зависимость прочности КАМ типа «Славутич» при одноосном растяжении от степени повреждения алмазов (А 400/315), их объемного содержания и приведенных остаточных напряжений: 1 —  $\varepsilon^* = 0$ ,  $\Delta T = 0$  К; 2 —  $\varepsilon^* = 0$ ,  $\Delta T = -770$  К; 3 —  $\varepsilon^* = f(C_1, d)$ ,  $\Delta T = -770$  К

идеальную совершенную и ненапряженную структуру ( $\varepsilon^* = 0$ ,  $\Delta T = 0$ ). В этом случае с увеличением объемного содержания алмазов прочность КАМ возрастает и при  $C_1 = 0,25$  может достигать значения, в 1,83 раза больше базового.

Аналогичные соотношения имеют место для прочности «Славутича» и при одноосном растяжении  $\langle \sigma \rangle_p$  (см. рис. 5.15). Из полученных зависимостей следует, что с увеличением объемного содержания алмазов прочность этого типа КАМ интенсивно снижается и достигает нулевого уровня, когда сравняются по величине прочность матрицы и приведенные остаточные температурные напряжения в матрице для соответствующей концентрации алмазов (см. рис. 5.14 и 5.15). Этот вывод также очевиден из записи уравнений (5.4). Из этих рисунков следует интересный для практики вывод о том, что, уменьшая концентрацию алмазов, например в 2 раза, мы получаем композит, прочность которого в 1,5 раза выше прочности композита, производимого в настоящее время. Конечно, такое решение имеет практическое значение только для применения в условиях, для которых износостойкость или режущая способность не являются определяющими характеристиками, а необходимы композиты, обладающие более высокой прочностью. В частности, для буровых алмазных долот, коронок, калибраторов и расширителей, оснащенных КАМ, зонами эффективного применения композитов с пониженной концентрацией алмазов вполне могут быть калибрующие элементы этих инструментов.

Кроме того, из анализа уравнений (5.4) следует, что прочность КАМ зависит не только от уровня возникающих приведенных механических и температурных напряжений в компонентах структуры, но и от прочности самой

матрицы  $\sigma_0$ , значение которой входит линейно в указанные уравнения. Тем самым подтверждается эффективность еще одного способа управления приведенными свойствами композита.

Если вернуться к проблеме прогнозирования приведенных прочностных свойств КАМ на основании свойств компонентов, то представляет интерес еще один аспект этой проблемы: приближенный метод расчетного определения прочности, основанный на эмпирических оценках, который также может быть полезен в инженерной практике при создании или применении КАМ. Так, приведенные остаточные температурные напряжения в матрице КАМ практически линейно зависят от объемного содержания алмазов  $C_1$  и от перепада температур  $\Delta T$ . На основании этого их можно аппроксимировать простой функцией:

$$\langle \sigma_{11}^2 \rangle_0 \approx \Delta\alpha\Delta TE_2 C_1, \quad (5.5)$$

где  $\Delta\alpha = \alpha_2 - \alpha_1$ . Далее, исходя из физического смысла функций  $A^*$  и  $B^*$ , входящих в уравнения (5.4), их можно приближенно представить как отношение эффективного модуля объемного сжатия композита  $K^*$  к модулю объемного сжатия материала матрицы  $K_2 \approx A^*$  и приведенные температурные напряжения в матрице  $B^*\Theta = \langle \sigma_{ij}^2 \rangle_0$ . Используя эти эмпирические представления, а также выражение (5.7), записываем уравнение (5.5) в виде

$$\langle \sigma \rangle_c^* \approx -\frac{K^*}{K_m} (\sigma_0 + \Delta\alpha\Delta TE_m C_1) = -\frac{E^*(1 - 2\nu_m)}{E_m(1 - 2\nu^*)} (\sigma_0 + \Delta\alpha\Delta TE_m C_1). \quad (5.6)$$

Результаты расчетов, выполненных по этой формуле для КАМ типа «Славутич», показаны на рис. 5.10 и в табл. 5.6. Несмотря на то, что вывод уравнения (5.6) основан только на эмпирических представлениях, его содержание хорошо передает физический смысл зависимости предельного состояния композита исследуемого класса от уровня остаточных температурных напряжений и степени повреждения компонентов структуры. Очевидно, что это уравнение можно использовать, не прибегая к помощи компьютера и получая значения  $\langle \sigma \rangle_c^*$ , вполне отражающие (см. рис. 5.10) реальные свойства композита.

На основании проведенного анализа впервые построены кривые прочности КАМ с хрупкой матрицей с учетом степени повреждения алмазов, уровня приведенных температурных напряжений и объемной концентрации алмазов. В результате выполненного ранжирования перечисленных факторов установлено, что степень повреждения алмазов является доминирующим фактором, причем настолько значимым, что может приводить к кратному изменению прочности композита относительно прочности материала матрицы. Установлена теоретически возможная прочность исследуемых типов КАМ с идеализированной неповрежденной структурой, содержащей зерна алмазов относительно больших размеров, которые воспринимаются композитом как концентраторы напряжений.

Поскольку степень повреждения зависит от приведенного диаметра зерна алмаза, прочность КАМ также должна быть функционально зависима от зернистости используемых алмазов.

При анализе зависимостей (3.59), определяющих уровни приведенных напряжений  $\langle \sigma_{ij} \rangle_m$  и  $\langle \sigma_{ij} \rangle_\theta$ , которые действуют в компонентах стохастически неоднородной среды, но с идеализированной неповрежденной структурой, становится очевидным, что приведенный диаметр дисперсной частицы не входит в эти выражения, следовательно, при таком подходе прочность композита функционально не связана с размером частиц дисперсной фазы. Однако практика показывает, что такая зависимость существует, но исследователи трактуют эту зависимость на основании различных эмпирических представлений о механизме деформирования и разрушения сред такого класса. Так, увеличение приведенного диаметра зерен в деформируемом объеме композита, хотя и незначительно, но все же снижает концентрацию напряжений между зернами, что обусловлено увеличением свободного расстояния между ними (при  $C_1 = \text{const}$ , см. рис. 3.11). Однако наряду с этим происходит некоторое повышение концентрации напряжений в результате увеличения размера концентратора относительно линейных размеров деформируемого объема. В частности, для КАМ диапазон изменения приведенного диаметра зерен алмаза определен в пределах  $0,282 \leq d \leq 0,565$  мм, что в рамках рассмотренных концепций не приводит к значительному изменению концентрации напряжений. Поэтому причину существенной зависимости прочности КАМ от зернистости алмазов, как установлено экспериментально (рис. 5.16 и 5.17), следует искать в изменении приведенных упругих постоянных композита в целом.

Действительно, степень повреждения алмазов сильно зависит от их зернистости, а параметр повреждения  $\varepsilon^*$  (см. (2.19)) — от приведенного диаметра зерна  $d$  и степени повреждения алмазов  $K$ . С учетом перечисленных особенностей выполнены расчеты  $\langle \sigma \rangle_c$  и  $\langle \sigma \rangle_p$  КАМ (на примере твесаля и «Славутича» для  $C_1 = 0,25$ ) в диапазоне изменения диаметра зерен  $0,2 < d < 0,6$  с исполь-

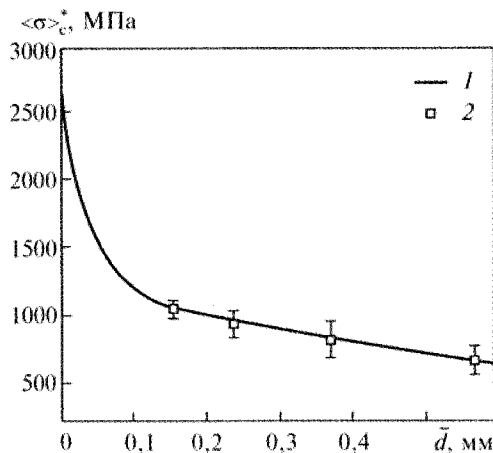


Рис. 5.16. Изменение прочности КАМ типа «Славутич» при одноосном сжатии с учетом эквивалентного диаметра зерен алмаза ( $C_1 = 0,25$ ): 1 — расчет; 2 — эксперимент

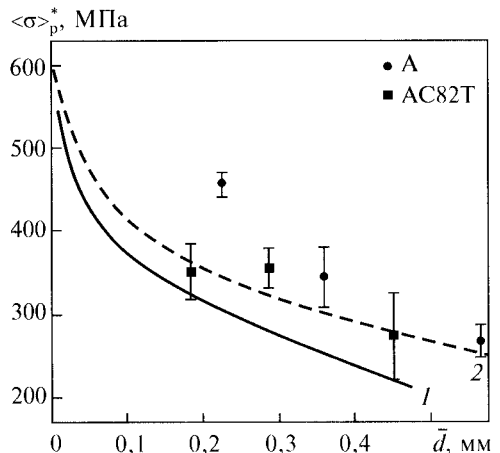


Рис. 5.17. Изменение прочности КАМ типа «Славутич» и твесаля при одноосном растяжении с учетом эквивалентного диаметра зерен алмаза ( $C_1 = 0,25$ ): 1 — расчет; 2 — эксперимент

зованием соответствующих аппроксимационных полиномов  $K = f(C_1, d)$  (см. (1.9)). Из полученных по формулам (5.4) расчетных зависимостей следует, что с увеличением  $d$  от 0,2 до 0,6 мм прочность «Славутича»  $\langle \sigma \rangle_c$  и  $\langle \sigma \rangle_p$  снижается соответственно в 1,45 и 1,75 раза (см. рис. 5.16 и 5.17). Следовательно, причиной снижения прочности КАМ с увеличением размера зерна является именно повреждение структуры. Поэтому в целях повышения конструкционной прочности элементов из КАМ, когда их свойства как микрорежущих элементов не являются функционально необходимыми, следует стремиться к созданию композитов с наиболее мелкими фракциями алмазов.

Исходя из логического продолжения установленной тенденции, можно предположить, что при  $d \rightarrow 0$  параметр  $\varepsilon^* \rightarrow 0$  (см. (2.19)). Кроме того, при бесконечно малом размере зерна, пренебрегая концентрацией напряжений в его окрестности, получаем модель идеализированной структуры с указанными свойствами, предельное состояние которой определяется обобщенными критериями (3.72) и (3.74). Используя формулы (3.72) и (3.74) и полагая  $C_1 = 0,25$ , имеем  $\langle \sigma \rangle_c^* = 2679$  МПа и  $\langle \sigma \rangle_p^* = 630$  МПа (см. рис. 5.16 и 5.17). Эти значения,

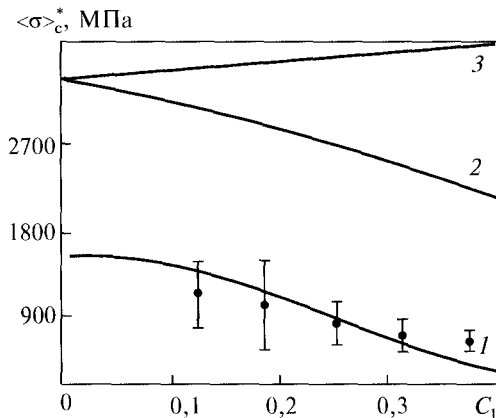
хотя и меньше прочности  $\sigma_c$  и  $\sigma_p$  матричного твердого сплава, но уже кратно превышают прочность композитов, в которых концентрацией напряжений около зерен алмаза пренебрегать нельзя в силу их относительно больших размеров. Таким образом, в реальных двухкомпонентных композитах при вариации диаметра частиц твердой фазы должен наблюдаться не только прямой, но и обратный качественный скачок прочности, обусловленный наличием либо отсутствием концентрации напряжений в окрестности твердой дисперсной частицы.

Следовательно, можно допустить, что приведенный диаметр твердой частицы дисперсной фазы компонента имеет некоторое пороговое значение, менее которого возмущением поля напряжений в объеме композита, обусловленных их присутствием, можно пренебречь.

Используя критерий (3.77), можно рассчитать зависимость идеализированного композита (А + ВК6), предполагая, что все зерна алмаза сохраняют сплошность ( $K = 0$ ) и размерами зон концентрации напряжений в их окрестности можно пренебречь из-за большого порядка малости по сравнению с линейными размерами деформируемого объема тела. На первом этапе принимаем, как и прежде,  $\Delta T = -770$  К,

а затем  $\Delta T = 0$ , т. е. остаточные температурные напряжения  $\langle \sigma_{11}^2 \rangle_0 = 0$ .

Полученные зависимости показаны на рис. 5.18. Для сравнения здесь же



**Рис. 5.18.** Расчетные (1—3) и экспериментальные (кружки) значения прочности КАМ (А 500/400): 1 — расчет по формуле (5.3) с учетом концентрации напряжений около зерен алмаза; 2 — расчет по формуле (3.72) без учета концентрации напряжений ( $\Delta T = -770$ ,  $\varepsilon^* \neq 0$ ); 3 — расчет по формуле (3.72) ( $\Delta T = 0$ ,  $\varepsilon^* = 0$ )

приведена зависимость прочности от концентрации композита, рассчитанная по формуле (3.68) (кривая 3). Из приведенных зависимостей следует, что прочность композита исследуемого класса имеет очень большой резерв, который можно реализовать с помощью мелкодисперсных фракций алмаза и технологии формирования структуры, не допускающей их растрескивания в процессе спекания. Предположение о простоте осуществления требований к состоянию структуры в реальной технологии создания КАМ было бы неоправданным, но полученная экстремальная кривая (см. рис. 5.18) есть не что иное, как график теоретической прочности КАМ с идеализированной структурой. Поэтому определенный в работе уровень прочности является не только ориентиром, но и критерием оценки эффективности новых технологических приемов. Также напомним, что полученные результаты распространяются только на прочностные свойства КАМ, но не на их режущую способность и износостойкость, которые должны использоваться как дополнительные условия при решении задачи «проектирования» структуры КАМ для заданных условий эксплуатации инструмента.

В рамках предложенных моделей впервые разработаны критерии, позволяющие рассчитывать прочность композита, содержащего твердые частицы дисперсной фазы, с учетом приведенного размера частиц и степени их повреждения.

### 5.2.7. Экспериментальное определение прочности КАМ

Полученные ранее расчетные зависимости прочности КАМ и выдвинутые при этом предположения нуждаются в экспериментальной проверке их адекватности. Ввиду того, что критерии прочности КАМ получены для случаев одноосного сжатия и растяжения, основное внимание сосредоточим на реализации именно этих видов механических испытаний применительно к КАМ с хрупкой матрицей. Для определения прочности КАМ с хрупкой матрицей при одноосном сжатии использовались цилиндрические образцы диаметром 8...10 мм с соотношением высоты цилиндра к его диаметру не менее 2 (см. рис. 3.29).

В процессе испытания записывается диаграмма деформирования образцов, на основании чего можно не только определять предельные нагрузки, но и выявлять особенности деформирования материалов рассматриваемого класса. Для определения достоверной прочности исследуемых композитов были испытаны 8...10 образцов каждой партии, а в качестве конечного результата вычислено среднее значение  $\langle \sigma \rangle_c$  и среднеквадратическое отклонение  $\Delta \sigma$ . В рамках экспериментального исследования зависимости прочности КАМ от концентрации и зернистости алмазов ограничились испытаниями только при комнатной температуре. Хрупкое разрушение цилиндрических образцов при сжатии происходило в диаметральной плоскости цилиндра (см. рис. 3.29). Такой вид характерного разрушения подтверждает правильность выдвинутой гипотезы о том, что разрушение инициируется от растягивающих напряжений в окрестности зерна преимущественно на границах диаметральных сечений зерен параллельно оси приложения нагрузки.

Значения прочности исследуемых типов КАМ приведены в табл. 5.7, 5.8 (см. также рис. 5.10—5.12, 5.16 и 5.18). Расчетные значения прочности «Славутича» при сжатии (см. рис. 5.10), полученные по формулам (3.68) с учетом комплексного влияния повреждения структуры в результате растрескивания

Таблица 5.7. Прочность  $\langle \sigma \rangle^*$  «Славутича» и КАМ с пропиткой медью при одноосном сжатии, МПа

Зернистость алмазов, мкм ( $d$ , мм)	$C_1$ (% по ГОСТ 9770-61)					
	0,125 (50 %)	0,187 (75 %)	0,25 (100 %)	0,312 (125 %)	0,375 (150 %)	0,43 (175 %)
КАМ «Славутич»						
200/160(0,14)	—	—	1031 ± 28	—	—	—
315/250(0,282)	—	—	931 ± 86	—	—	—
500/400(0,45)	1153 ± 207	1117 ± 256	824 ± 140	683 ± 106	665 ± 52	392 ± 47
800/630(0,68)	—	—	696 ± 104	—	—	—
1250/1000(1,0)	—	—	382 ± 65	—	—	—
КАМ с пропиткой Cu						
200/160(0,14)	—	—	1112 ± 22	—	—	—
315/250(0,282)	—	—	1112 ± 11	—	—	—
500/400(0,45)	1210 ± 24	1144 ± 23	1104 ± 10	1023 ± 20	867 ± 17	827 ± 16
800/630(0,68)	—	—	1049 ± 21	—	—	—
1250/1000(1,0)	—	—	1076 ± 43	—	—	—

Таблица 5.8. Характеристики КАМ, спеченных по различным технологиям

Тип вставки КАМ С3122	Используемые алмазы	Время спекания, с	Удельная износостойкость, мг/кг	Удельные энергозатраты, кДж/см <sup>3</sup>	Относительная себестоимость
«Славутич» (связка ВК6) — горячее прессование	А630/500 (XV гр., 100 %)	720	12,5	328	1,00
Твесал (связка ВК6) — горячее прессование	АС80 400/315; 100 %	720	28,2	328	0,60
Эксперимент (связка ВК6 ОМ) — интенсивное электроспекание при повышенном давлении	А 630/500 (V категория, XX гр., ячейки, 100 %)	8...10	14,2	40	0,78

алмазов и приведенных остаточных температурных напряжений (кривая 2), хорошо коррелируют с экспериментальными данными [94] практически во всем рассматриваемом диапазоне концентрации алмазов, находясь в пределах их полосы разброса.

Только при  $C_1 > 0,3$  экспериментальные значения прочности несколько превышают соответствующие расчетные. Кривая 3 на рис. 5.10, построенная по формуле для приближенной оценки прочности (5.7), также хорошо вписывается в характер изменения реальных значений прочности композита. Существующее рассогласование расчетных и экспериментальных значений прочности при большой концентрации алмазов связано с изменением свойств матрицы, условия спекания которой, если строго подходить к этой проблеме, изменяются с изменением объемной концентрации алмазов, однако в рамках модели это учесть пока невозможно. Поэтому разработанные критерии имеют ограничение по концентрации алмазов ( $C_1 < 0,4$ ).

Обратим внимание на кривую 1 (см. рис. 5.10), рассчитанную без учета повреждения алмазов. Значения этой кривой лежат намного выше экспери-



ментальных данных, причем с увеличением концентрации алмазов рассогласование увеличивается более чем в 2 раза. Из этого следует, что пренебрежение повреждением алмазов в КАМ может привести в расчетах к совершенно нереальным результатам. Но именно этот верхний, пока не достигнутый, предел позволяет подчеркнуть необходимость сосредоточить внимание на совершенствовании технологии, направленной на снижение степени повреждения алмазов при спекании КАМ, так как потенциальный эффект повышения прочности при этом очевиден и весьма значителен.

Из аналогичного сравнения результатов эксперимента и теории для КАМ с медьсодержащей твердосплавной матрицей (см. рис. 5.12) следует, что экспериментальные данные коррелируют с расчетными для модели композита с поврежденной структурой, а расчетная прочность идеализированной неповрежденной структуры (при максимальной концентрации  $C_1 = 0,375$ ) превышает реальные значения на 40 %. Прочность КАМ типа «Славутич» при одноосном сжатии, определенная на образцах, содержащих алмазы различной зернистости (см. табл. 5.7 и рис. 5.16), также подтверждает обоснованность положений предложенной модели. Прочность «Славутича» снижается с увеличением размера зерна. Этот результат интересен еще тем, что на основании хорошего совпадения теоретических данных с экспериментальными можно считать правомерной теоретически предсказанную прочность КАМ, содержащего зерна алмаза субмикронных фракций ( $\langle\sigma\rangle_c = 2679$  МПа при  $C_1 = 0,25$ ). Теоретически эта величина может быть больше прочности «Славутича» (ВК6 + А 315/250,  $C_1 = 0,25$ ), выпускаемого в настоящее время Опытным заводом ИСМ НАНУ (ТУ 88 УССР ИСМ 660-78), в 2,88 раза, что открывает реальную перспективу для создания высокопрочного композита, который, хотя и не будет обладать большой режущей способностью, но по конструкционной прочности не уступит твердому сплаву, а по износостойкости превысит его. Функциональные элементы, изготовленные из такого композита, целесообразно использовать в калибрующих буровых инструментах, где требуется не столько хорошая режущая способность, сколько высокие прочность и износостойкость. Кроме того, прочность такого композита можно повысить не только с помощью использования весьма мелких фракций алмаза, но и рациональным снижением их объемной концентрации. Так, в результате разумно допускаемого уменьшения концентрации от 0,25 до 0,125 теоретическая прочность достигает уровня 3000 МПа, что в 3,6 раза превышает прочность серийного «Славутича». Конечно, указанный уровень прочности КАМ с твердосплавной матрицей можно рассматривать как потенциальный резерв, не забывая при этом принципиальные технологические сложности, которые необходимо преодолевать для его реализации.

Наряду с исследованием по определению изменения прочности КАМ при одноосном сжатии  $\langle\sigma\rangle_c$  в зависимости от состава композитов, физико-механических свойств компонентов и степени повреждения алмазов проведено аналогичное исследование изменения прочности при одноосном растяжении. Однако, если в теоретических положениях и выводах разрешающих уравнений (3.45) условие предельного состояния КАМ при одноосном растяжении не содержит принципиальных отличий от условия предельного состояния при одноосном сжатии, то на пути экспериментальной реализации этого вида

нагрузки имеют место существенные различия. Они обусловлены прежде всего тем, что из-за относительно низкого сопротивления исследуемых материалов хрупкому разрушению разрушающие напряжения существенно зависят от состояния поверхности образцов в силу известного эффекта Йоффе. Иными словами, при испытаниях весьма хрупких материалов, в том числе исследуемых композитов, в которых разрушение образцов происходит от растягивающих напряжений, определяется «конструкционная» прочность образца, а не прочность самого материала. Поэтому в отличие от стандартных видов испытаний на растяжение сталей и сплавов прочность при растяжении твердых сплавов, керамики, стекол и других хрупких материалов определяют на основании косвенных данных или при специальных испытаниях. Так, для твердых сплавов и керамики общепринятым видом испытаний является поперечный трехточечный изгиб (ГОСТ 20019-74), на основании которого можно сделать заключение об их свойствах в условиях растягивающих (неравномерных) напряжений [50, 59]. Сопротивление разрушению хрупких материалов в условиях растягивающих напряжений можно определить также при диаметральном сжатии диска (см. рис. 3.29). При этом виде деформирования в диске реализуется сложное напряженное состояние ( $\sigma_1/\sigma_3 = -3$ ), но в силу очень малой величины  $\chi$  ( $\chi = \sigma_p/\sigma_c$ ) разрушение происходит вследствие растягивающих напряжений. Используя одну из теорий прочности в условиях сложного напряженного состояния и величину  $\sigma_c$ , можно рассчитывать прочность при одноосном растяжении.

Описанный принцип заложен в основу методики определения прочности на растяжение поликристаллических сверхтвердых материалов при статическом нагружении, разработанной в ИСМ НАНУ (СТП ИСМ 865-82). Для вычисления предельных растягивающих напряжений при сжатии дисковых образцов (диаметр 10 мм, толщина 3 мм) использовали прочность испытываемого материала при одноосном сжатии  $\sigma_c$  и критерий прочности при сложном напряженном состоянии Писаренко—Лебедева (3.69). Предельные напряжения рассчитывали по формуле

$$\sigma_p = 2\sigma_c\sigma_k \sqrt{(\pi^2\sigma_c^2 - 48\sigma_p^2)}, \quad (5.7)$$

где  $\sigma_k$  — прочность при диаметральном сжатии,  $\sigma_k = P_R/DT$ ,  $P_R$  — разрушающая нагрузка при диаметральном сжатии;  $D$ ,  $T$  — соответственно диаметр и толщина диска.

Как отмечалось, при испытании на изгиб также происходит разрушение материала вследствие растягивающих напряжений. При этом испытывают призматические образцы  $5 \times 5 \times 35$  мм, а процедура подготовки образцов и их испытания соответствуют ГОСТ 20019-74 [119, 272].

Прочность хрупких материалов при одноосном растяжении можно определить приблизительно из условия  $\sigma_p \approx 0,5\sigma_{и}$ , которое согласно [59] дает погрешность в пределах 10 %. Кроме того, следует учитывать особенности состояния поверхности образцов КАМ после шлифовки, в результате чего разрушаются зерна алмазов, выходящие на поверхность. Эти разрушенные зерна (с приведенным диаметром  $d$ ), плотность распределения которых на поверхности образца  $m$  определяется выражением (3.4), представляют концентраторы

напряжений в виде полусферических раковин. Число таких раковин на поверхности разрушаемого сечения равно  $B\sqrt{m}$ . Суммарный объем раковин в сечении можно условно представить эквивалентной по объему поверхностной выточкой радиусом  $d/2$  и эквивалентной глубиной:

$$l' \approx \sqrt{(\sqrt{md^3}/6)}. \quad (5.8)$$

Для определения коэффициентов концентрации напряжений воспользуемся решением А.В. Верховского, приведенным в справочнике Г.Н. Савина и В.И. Тульчина [225] в виде номограммы изменения коэффициента концентрации напряжений ( $K$ ) для изгибаемой полосы с выточкой. В зависимости от геометрических параметров выточки по номограмме установлены коэффициенты концентрации напряжений для соответствующей глубины эквивалентной выточки  $l'$  и радиуса ее закругления  $d/2$ . Полученные значения для соответствующих приведенных диаметров зерна при их объемной концентрации представлены в табл. 5.9. Здесь же приведены значения прочности на изгиб КАМ типа «Славутич» и твесал с различной концентрацией и зернистостью природных или синтетических алмазов разных марок. Используя указанное выше приближенное соотношение  $\sigma_p \approx 0,5 \sigma_{и}$  и соответствующие значения величин, рассчитывали прочность  $\sigma_p$ , значения которой также приведены в табл. 5.9. Значения  $\sigma_p$  для КАМ со стеклокерамической матрицей не нуждались в описанной коррекции, учитывающей концентрацию напряжений, так как образцы этого типа композита после спекания не подвергались шлифовке, а зерна алмазов на поверхности и в объеме этих образцов сохраняли свою сплошность (см. табл. 5.9). Сравнение предельных значений прочности рассматриваемых КАМ при растяжении с расчетными зависимостями  $\langle \sigma \rangle_p$ , приведенными на рис. 4.3, 5.12, 5.15 и 5.17, показывает их удовлетворительное совпадение.

Проведенный анализ изменения прочности при растяжении является только дополнением к анализу прочности КАМ в условиях одноосного сжатия, поскольку в отличие от значений  $\langle \sigma \rangle_c$ , определенных в условиях, близких к одноосному сжатию образцов, экспериментальные значения  $\langle \sigma \rangle_{и}$  приближенно отражают характер изменения прочности при одноосном растяжении. Поэтому в данном случае не следует претендовать на оценку абсолютных экспериментальных значений  $\langle \sigma \rangle_p$ .

В оценке влияния степени повреждения алмазов, их объемной концентрации и зернистости, а также концентрации напряжений около зерна полностью прослеживается аналогия между зависимостями, полученными для условий одноосного сжатия и растяжения. В этой аналогии нет ничего противоречивого, так как согласно проведенному анализу при смене знака приложенной внешней нагрузки изменяется только местоположение полюса максимальных растягивающих напряжений (от  $\varphi = 0$  до  $\varphi = \pi/2$ ), но в механизме разрушения композита не наблюдается сколько-нибудь существенных изменений.

Следовательно, на основании проведенного сравнения результатов теоретических расчетов и экспериментов и установленной при этом корреляции между ними можно считать модель физически обоснованной, а разработанные условия предельного состояния КАМ — работоспособными.

Таблица 5.9. Параметры структуры и состояние поверхности образцов на прочность КАМ при изгибе и растяжении

Тип КАМ	C <sub>1</sub>	d, мм	σ <sub>и</sub> , МПа	l', 10 <sup>-2</sup> мм	k	⟨σ⟩ <sub>p</sub> , МПа		⟨σ⟩ <sub>p</sub> <sup>*</sup> , МПа (расчет по (5.4))
						Оценка	Эксперимент	
Твесал:	0,187	0,282	505 ± 17	5,74	1,73	252	436	368
АС32Т	0,250	0,282	395 ± 24	6,64	1,80	197	355	287
	0,312	0,282	388 ± 18	7,42	1,86	194	361	223
	0,375	0,282	286 ± 18	8,13	1,88	143	269	168
	0,250	0,180	380 ± 32	4,67	1,84	190	350	342
	0,250	0,450	290 ± 48	12,85	1,90	145	275	273
АС32	0,250	0,282	293 ± 15	6,64	1,80	146	263	—
АС50	0,250	0,282	387 ± 23	6,64	1,80	194	349	287
АС132Т	0,250	0,282	357 ± 17	6,64	1,80	178	320	—
«Славутич»	0,187	0,357	457 ± 27	7,86	1,81	227	411	406
	0,250	0,357	371 ± 34	9,09	1,85	185	342	308
	0,312	0,357	286 ± 1	10,15	1,92	143	274	227
	0,375	0,357	323 ± 14	11,15	1,95	161	314	129
	0,250	0,225	490 ± 5	5,21	1,86	245	456	325

При экспериментальном исследовании изменения ⟨σ⟩<sub>и</sub> и ⟨σ⟩<sub>p</sub> прежде всего ставилась цель проверить адекватность предложенной теоретической модели деформирования предельному состоянию КАМ. Однако оценка адекватности модели на основании чисто внешнего совпадения или корреляции расчетных и экспериментальных данных не лишена субъективности и не может быть признана достоверной. Поэтому для проверки соответствия расчетных кривых экспериментальным данным применен математический аппарат теории статистики, в частности *F*-критерий Фишера:

$$F = \frac{S_{ад}^2}{S_{воспр}^2} = \frac{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \langle \langle \bar{\sigma} \rangle_i - \langle \hat{\sigma} \rangle_i \rangle^2}{\frac{1}{N_m - 1} \sum_{i=1}^N \sum_{j=1}^m \langle \sigma_{ij} - \langle \bar{\sigma} \rangle_i \rangle^2}, \quad (5.9)$$

где  $S_{ад}^2$  — дисперсия адекватности;  $S_{воспр}^2$  — дисперсия воспроизводимости;  $N$  — число средних значений прочности, определенных экспериментально ( $m = 8$ );  $\langle \sigma \rangle_i$  —  $i$ -е среднее экспериментальное значение прочности композита;  $\langle \hat{\sigma} \rangle_i$  — соответствующее ему теоретическое значение прочности;  $\sigma_{ij}$  — среднеквадратическое отклонение  $i$ -го значения прочности  $\sigma_i$ . *F*-критерий Фишера основан на принципе сравнения качества воспроизведения экспериментальных данных и адекватности предлагаемой теоретической зависимости экспериментальными данными.

В табл. 5.9 приведены средние значения прочности исследованных композитов при сжатии и растяжении, среднеквадратические отклонения этих величин и теоретические значения прочности при соответствующих объемных

## 5.2. Физико-механические свойства КАМ на твердосплавных связках

концентрациях дисперсной фазы в композите. Используя формулу (5.10) и данные табл. 5.9, рассчитывали критерий адекватности  $F_{\text{расч}} = 2,553$ , а для указанной выборки  $N = 36$  и уровня доверительной вероятности  $\alpha = 1 - 0,05 = 0,95$  табличное значение составило  $F_{\text{табл}} = 2,7$ . Выполнение условия  $F_{\text{расч}} < F_{\text{табл}}$  свидетельствует об адекватности данных, полученных с помощью теоретической модели, результатам эксперимента, что подтверждает ее обоснованность и работоспособность.

Разработанные методики позволяют корректно определять прочность хрупких композитов рассматриваемого класса при сжатии и растяжении с учетом особенностей заготовки образца и состояния поверхности последней (табл. 5.10). Впервые экспериментально определены реальные значения прочности исследуемых композитов в зависимости от состава и степени повреждения алмазов.

С помощью экспериментальных данных проверена адекватность теоретической модели предельного состояния композиционных алмазосодержащих материалов. Впервые разработаны и обоснованы критерии предельного состояния КАМ с хрупкой матрицей, отражающие основные свойства реального состава и особенностей состояния компонентов структуры, отличающие их от модели идеализированной двухкомпонентной среды. С использованием разработанных критериев выполнен анализ влияния степени повреждения зерен алмазов, их объемной концентрации, приведенного диаметра зерна алмаза, уровня приведенных остаточных температурных напряжений, а также концентрации напряжений в окрестности зерна на изменение прочности ряда КАМ с хрупкой матрицей в условиях одноосного сжатия и растяжения. В результате ранжирования всех исследованных факторов влияния на изменение прочности КАМ

Таблица 5.10. Средние экспериментальные  $\langle \sigma \rangle_c^*$  и теоретические значения  $\langle \sigma \rangle_i$  и  $\Delta \sigma_i$  для проверки адекватности модели по  $F$ -критерию Фишера

Тип КАМ	Вид нагружения	$C_1$	$\sigma_i$ , МПа	$\Delta \sigma_i$ , МПа	$\langle \sigma \rangle_c^*$ , МПа		
«Славутич»	Сжатие	0,125	1153	207	1376		
		0,187	1118	256	1120		
		0,250	824	140	825		
		0,312	683	106	548		
		0,375	665	52	305		
		0,437	392	47	173		
	Растяжение	0,187	411	27	406		
		0,250	342	34	308		
		0,312	274	1	227		
		0,375	314	14	129		
		Твесал	Растяжение	0,187	436	17	368
				0,250	355	24	287
0,312	361			18	223		
0,375	269			18	168		
ВК6 + Cu + А	Сжатие	0,125	1210	24	1230		
		0,187	1144	23	1140		
		0,250	1104	10	1015		
		0,312	1023	20	890		
		0,375	867	17	650		

установлено, что степень повреждения алмазов является наиболее значимым фактором, причем настолько, что может приводить к многократному уменьшению прочности относительно неповрежденной структуры.

Теоретически установлены уровни максимально возможной прочности исследованных типов КАМ. Проверка адекватности данных, полученных с помощью предложенной модели предельного состояния КАМ, экспериментальным значениям прочности, выполненная на основании *F*-критерия Фишера, подтвердила ее достоверность, а также обоснованность принятых теоретических допущений и установленных положений. Обоснована применимость предложенных моделей для расчетного определения прочности других типов хрупких двухкомпонентных композитов, содержащих твердые дисперсные частицы.

### 5.3. ОЦЕНКА КАЧЕСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

Развитие производства различных конструкционных материалов обусловило возникновение научно-технической проблемы определения их физико-механических свойств и соответствия принятым критериям качества. Одним из составляющих этой сложной, но актуальной проблемы материаловедения является определение непосредственно критерия качества как детерминированной категории и разработки методик его оценок. Среди многообразия существующих методов определения качества материалов есть особая категория, содержащая методы неразрушающего контроля качества [275]. В частности, к ним относятся наиболее часто практикуемые в материаловедении методы определения плотности, коэрцитивной силы, упругих постоянных, твердости, микротвердости, электропроводности, теплопроводности и многие другие. Однако в технологии производства композиционных материалов на основе металлических связок, содержащих зерна алмаза (таких как «Славутич» [80], твесал [81], термал и др.), или кубического нитрида бора до сих пор нормировались значения плотности либо агрегатной твердости, а определение характеристик этих материалов было проблематичным из-за небольших габаритов и неклассических форм изделий из указанных материалов, не позволяющих проводить испытания стандартными методами. Кроме того, практически все известные и стандартизованные методы контроля качества, как правило, ориентированы на соответствующие измерения после завершения процесса спекания образцов. Поэтому при производстве композиционных алмазосодержащих материалов была поставлена практическая задача — определение объективных свойств спеченных изделий без их разрушения.

Эксплуатационные характеристики композиционных алмазосодержащих материалов инструментального назначения в значительной степени определяются состоянием алмаза, физико-механическими характеристиками связок и условиями их взаимодействия на границе раздела фаз алмаз—связка. Наличие на границе раздела несовершенств типа трещин, расслоений, а также разрушение самих алмазов, их растрескивание или графитизация и т. п., являющиеся следствием несовершенства либо несоблюдения нормированных термобаровременных параметров технологии спекания композитов этого класса,

приводят к изменению физико-механических свойств композита в целом и, как правило, к ухудшению их эксплуатационных характеристик [8, 27].

Один из перспективных неразрушающих методов определения качества спеченных изделий из КАМ может быть основан на анализе эффективных электро- и теплопроводности композита, которые, как и указанные эксплуатационные характеристики, определяются свойствами матрицы и включений, их объемной концентрацией, зернистостью и степенью совершенства границ раздела фаз. Непосредственная оценка состояния алмазов и межфазных границ алмаз-связка визуально либо инструментальными методами представляет сложную и трудоемкую задачу и не может быть использована как методика количественной оценки качества изготовленного композитного материала. Поэтому перспективен подход, заключающийся в идентификации параметра, количественно оценивающего степень совершенства границы раздела фаз по измеряемым макроскопическим свойствам композита в сочетании с теоретическим анализом и компьютерным моделированием влияния межфазных поверхностей на свойства композитов. Результаты авторских измерений эффективной теплопроводности КАМ приведены в работе [264].

В отличие от рассмотренных выше, композиты на основе твердого сплава (твесал, «Славутич») получены методом горячего прессования, предполагающим при спекании приложение не только термических, но и механических нагрузок. В результате спекания часть алмазных зерен оказывается разрушенной, что отрицательно влияет на макроскопическую проводимость композита. Из приведенных данных (см. табл. 5.10) видно, что теплопроводность твесала с алмазами АС80 400/315 составляет лишь около 70 % от проводимости аналогичного композита, армированного более прочными и термостойкими природными алмазами той же зернистости. Исходя из предположения, что разрушенные зерна алмаза в отношении теплопроводности аналогичны порам (или слабо проводящим включениям), с помощью расчетов приходим к выводу, что около 30 % алмазов в твесале являются разрушенными.

Реальная картина, очевидно, более сложная, поскольку на общее снижение теплопроводности влияют остаточная пористость матрицы, а также частично поврежденные зерна и несовершенство границ раздела, в частности графитизация поверхностных слоев менее термостойких синтетических алмазов. Это подтверждает структура твесала (рис. 5.19), на которой хорошо видны графитизация алмазов и их разрушение.

В отличие от твесала, для композитов с природными алмазами («Славутич») таких явлений при спекании в проведенных исследованиях не обнаружено. Вместе с тем, автор убежден, что для получения полного представления о состоянии структуры (типе и степени поврежденности) композита необходимо привлечение дополнительных экспериментальных данных.

Разработанная методика [264, 266] обеспечивает получение достоверных значений теплопроводности композиционных алмазосодержащих материалов, необходимых, в первую очередь, для решения вопроса об их применимости в камнеобрабатывающем и буровом инструменте. Более того, такие данные в сочетании с теоретическим методом прогнозирования теплопроводности композитных материалов позволяют получить интегральную оценку степени

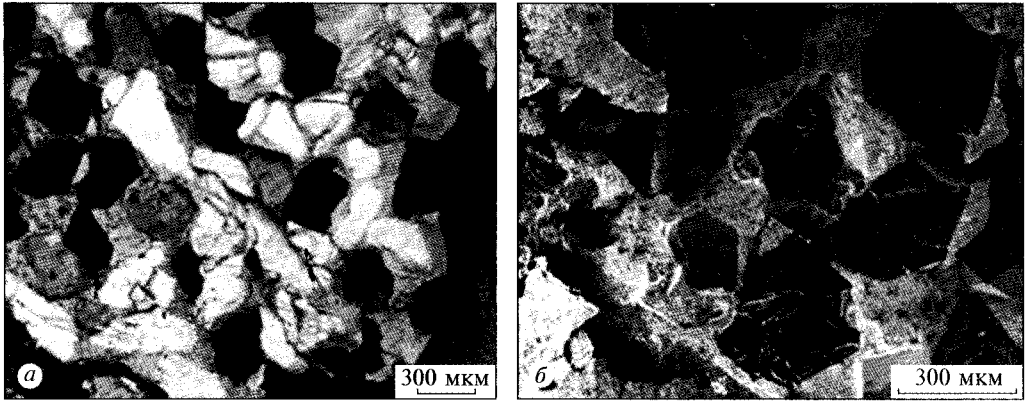


Рис. 5.19. Дефекты в КАМ (алмазы АС80 400/315, связка ВК6 + Cu): *a* — графитизация алмазов, *б* — механическое разрушение зерен алмаза при горячем прессовании

совершенства структуры или качества композита, по которой можно было бы прогнозировать его эксплуатационные свойства.

Таким образом, наиболее перспективным среди рассмотренных может быть метод, основанный на измерении текущего электросопротивления степени совершенства структуры композита, по которой можно прогнозировать его эксплуатационные свойства.

В рамках теории проводимости двухфазного композиционного зернистого материала с несовершенными границами раздела фаз [276] предложена аналитическая модель для оценки эффективной проводимости композиционного материала  $\lambda_{ef}$  (отношение проводимости композита  $\lambda_c$  к проводимости матрицы  $\lambda_2$ ) по известным значениям проводимостей фаз, объемной концентрации дисперсной фазы с учетом условий взаимодействия на границе раздела фаз. В [276] разработан математический аппарат и создано соответствующее ему программное обеспечение, предназначенное для решения указанного класса задач. Программа также обеспечивает решение обратной задачи проводимости, т. е. по известному измеренному значению проводимости композита и составляющих его фаз рассчитывается значение сопротивления границы раздела  $R$ . Заметим, что в [277–280] для оценки теплового сопротивления границы использован параметр  $R_{bd} = \Delta T/Q$ , где  $\Delta T$  — скачок температуры на границе раздела фаз,  $Q$  — нормальная компонента теплового потока. Для анализа, впрочем, удобнее использовать безразмерный параметр  $R$ , вводимый как

$$R = 1 / (1 + \lambda_m R_{bd} / l), \quad (5.10)$$

где  $l$  — единица длины;  $\lambda_m = \lambda_2$  — проводимость связки. Параметр  $R$  изменяется от нуля (бесконечное сопротивление) до единицы (идеальный тепловой контакт фаз) и, таким образом, может рассматриваться как количественный показатель (критерий) совершенства межфазной границы.

На рис. 5.20 приведена зависимость эффективной проводимости композита с разным содержанием дисперсной фазы от состояния границы раздела,



рассчитанная для случая, когда проводимости дисперсной фазы  $\lambda_1$  и матрицы  $\lambda_2$  различаются в 100 раз ( $\lambda_1/\lambda_2 = 100$ ), а на рис. 5.21 — результаты расчетов эффективной проводимости в зависимости от концентрации алмазов и условий взаимодействия фаз композита. Из рис. 5.21 следует, что если проводимость пограничного слоя между фазами составляет половину идеальной проводимости границы раздела фаз (т. е.  $R \approx 0,5$ ), то проводимость алмазосодержащего композита не будет превышать даже проводимости матрицы ( $\lambda_2 = \lambda_m$ ) независимо от объемной концентрации алмазов (для  $C_1 \leq 0,5$ ).

Таким образом, измеряемые значения проводимости композита по сравнению со значениями проводимости его компонентов и сопротивления границ раздела фаз могут быть использованы в качестве количественной оценки качества спеченного композиционного алмазосодержащего материала.

Покажем это на примере алмазосодержащего композита на кобальтовой связке. Во-первых, измеренный коэффициент теплопроводности композита кобальтовая матрица—алмаз составляет

$$\lambda_{\text{exp}} = \lambda_c(c, p, R), \quad (5.11)$$

где  $p$  — пористость материала матрицы композита (связки).

Теоретическая оценка коэффициента эффективной теплопроводности композита имеет вид

$$\lambda_c(c, p, R) = \lambda_{ef}(c, R)\lambda_m(p), \quad (5.12)$$

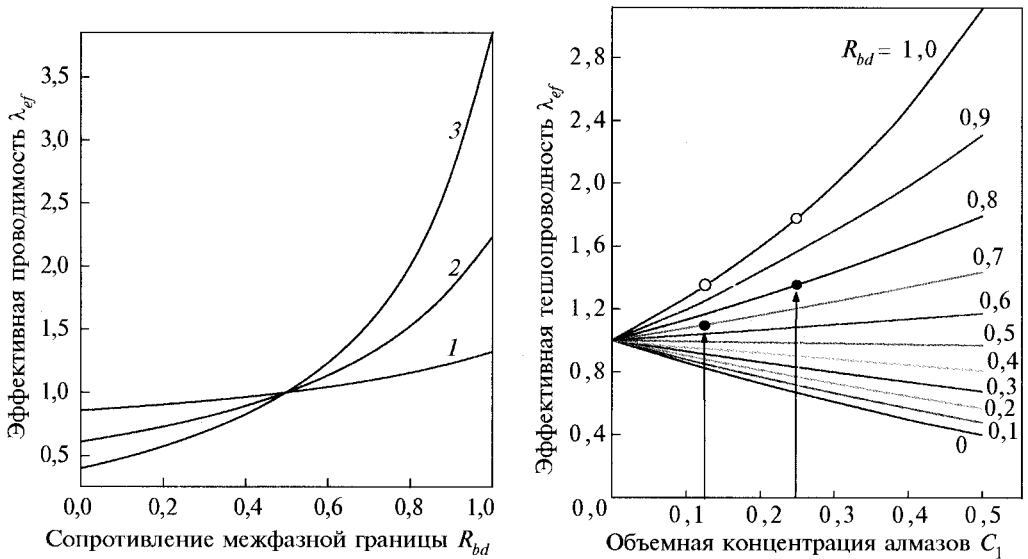


Рис. 5.20. Зависимость эффективной проводимости композита с разной концентрацией дисперсной фазы  $C_1$  (1 — 0,1; 2 — 0,3; 3 — 0,5) от степени совершенства межфазной границы  $R_{bd}$  (для  $\lambda_1/\lambda_2 = 100$ )

Рис. 5.21. Зависимость эффективной проводимости алмазосодержащего композита от объемной концентрации алмазов для различных значений параметра  $R_{bd}$ : • — эксперимент, ○ — расчет

где безразмерная (расчетная) величина  $\lambda_{ef}(c, R)$  (см. рис. 5.21) учитывает объемную долю алмазов и состояние межфазных границ;  $\lambda_c$  — экспериментально определяемая теплопроводность композита. Заметим, что в результате спекания не исключено растрескивание или полное разрушение определенной части зерен алмаза, что также приводит к снижению макроскопической теплопроводности композита. Поэтому  $R$  может рассматриваться как некоторый интегральный показатель, отражающий одновременно сохранность алмазов и их связь с матрицей.

Аналогично измеренное удельное электросопротивление (величина, обратная проводимости) может быть оценено как

$$\rho_{\text{exp}} = \rho_c(c, p) = \rho_m(p) / \lambda_{ef}(c, 0), \quad (5.13)$$

где принято  $R = 0$ , поскольку в данном случае алмаз является непроводящей фазой, следовательно,  $\rho_m(p)$  — удельное электросопротивление матричного материала с пористостью  $p$ . Таким образом, отношение  $K = \rho_m(p) / \rho_m(0)$  характеризует степень завершенности процесса спекания матрицы. Для оценки удельного сопротивления беспористой матрицы  $\rho_m(0)$  могут быть использованы как табличные данные, так и (предпочтительно) результаты лабораторных испытаний.

Однако в результате подобия процессов тепло- и электропроводности (так называемая обобщенная проводимость) получаем

$$\lambda_m(p) / \lambda_m(p_f) = \rho_m(p_f) / \rho_m(p), \quad (5.14)$$

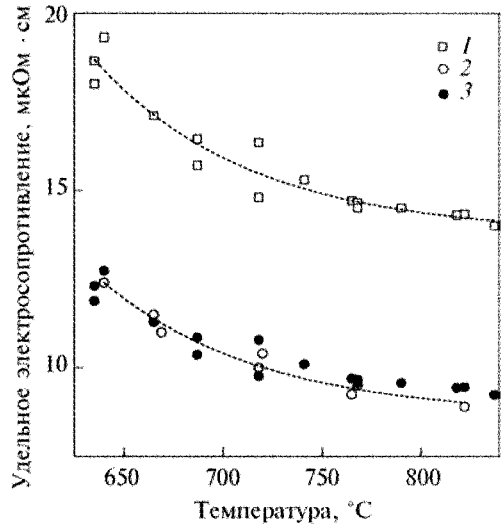
где  $p_f$  — конечная пористость композита, которая может быть положена равной нулю или предельному значению, достигаемому при спекании; в нашем случае  $p_f = 0,03$ . Комбинируя приведенные выше соотношения, записываем

$$\lambda_{\text{exp}} = \frac{\lambda_{ef}(c, R)}{\lambda_{ef}(c, 0)} \lambda_m(p_f) \frac{\rho_m(p_f)}{\rho_{\text{exp}}}. \quad (5.15)$$

Все входящие в (5.15) величины, за исключением  $R$ , известны, поэтому мы можем рассматривать это выражение как уравнение, решением которого с помощью упомянутых выше программных средств может быть определено сопротивление проводимости межфазной границы.

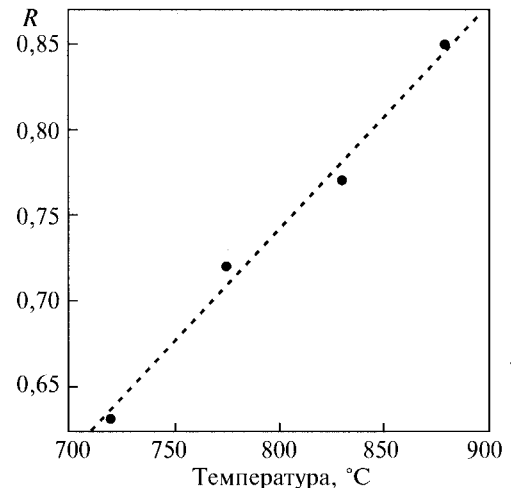
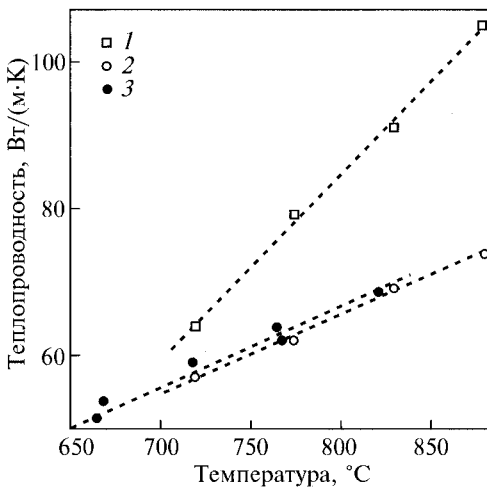
В рассматриваемом композите при объемном содержании алмазов ( $C_1 = 0,25$ ) соответствующее расчетное значение  $\lambda_{ef}(c, 0) = 0,66$ . Определенные согласно (5.15) значения  $\rho_m(p)$  (показанные на рис. 5.22 черными кружками) обнаруживают практическое совпадение (в пределах погрешности измерений) с экспериментальными данными (светлые кружки). Следует отметить, что приводимые в литературе значения  $\rho_m(0) = 6,5$  мкОм · см [281] соответствуют химически чистому кобальту; у нас же, согласно данным рентгенофазного анализа, связка содержит определенную долю примесей (в частности, оксид кобальта), повышающих ее электросопротивление. Поэтому в качестве критерия качества матрицы целесообразно брать  $K = \rho_m(p) / \rho_m(p_f)$ , где  $\rho_m(p_f)$  также определяется экспериментально.

**Рис. 5.22.** Зависимость удельного электросопротивления спеченных образцов кобальта (1, 3) и алмазосодержащего композита (2) на кобальтовой связке от температуры спекания: 1, 2 — эксперимент, 3 — теоретическая оценка



Примем  $\rho_m(p_f) = 8,0 \text{ мкОм} \cdot \text{см}$ , расчетное значение  $K$  равно 0,65 для температуры  $640^{\circ}\text{C}$ , 0,77 для  $720^{\circ}\text{C}$  и 0,84 для  $770^{\circ}\text{C}$ . Заметим, что приведенные значения существенно меньше, чем могли бы быть получены расчетом по традиционным моделям пористого тела. Так, для образцов, спеченных при температуре  $640^{\circ}\text{C}$ , измеренное значение остаточной пористости составляет около 10 %, откуда получаем для  $\lambda_{ef}(0,1; 0)$  и, следовательно,  $K = 0,85$ . Это является косвенным подтверждением того, что на ранней и промежуточной стадиях спекания структура матрицы является скорее каркасной, чем матричной, что необходимо учитывать при проведении теоретических оценок ее свойств.

Зная восстановленное по  $\rho_{\text{exp}}(p)$  значение  $\rho_m(p)$ , используем (5.14) для оценки  $\lambda_m(p_f)$ , где в соответствии с данными, приведенными на рис. 5.23, положим  $\lambda_m(p_f) = 86 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$ . Расчетные значения  $\lambda_m(p_f)$  показаны на рис. 5.23 чер-



**Рис. 5.23.** Зависимость теплопроводности исследуемых образцов кобальта (1, 3) и алмазосодержащего композита (2) на кобальтовой связке от температуры спекания: 1, 2 — эксперимент, 3 — теоретическая оценка

**Рис. 5.24.** Оценка степени совершенства границы алмаз—кобальтовая матрица: точки — расчет по формуле (5.10), пунктирная линия — линейная аппроксимация

ными кружками. Примечательно, что, как и в случае электропроводности, результаты расчета с точностью до погрешности эксперимента совпадают с опытными данными по теплопроводности спеченной связки (светлые кружки). Этим подтверждается как справедливость соотношения (5.15), так и достоверность полученных независимо экспериментальных данных.

Приведенное сравнение является также доказательством применимости соотношения (5.15) для оценки степени дефектности межфазной границы в композите. Так, экспериментально полученное значение  $\lambda = 90$  Вт/(м · К) при температуре 830 °С (см. рис. 5.23) существенно меньше теоретического и расчетного значений проводимости этого композита ( $\lambda_c = 124$  Вт/(м · К)) с идеальным тепловым контактом фаз. Определенное для исследуемого композита согласно (5.15) значение  $R = 0,77$  является количественной мерой поврежденности как сверхтвердой фазы (алмазов), так и степени несовершенства межфазных границ.

Как видно из рис. 5.24, увеличение времени и связанное с ним повышение температуры спекания существенно повышает качество теплового (как мы надеемся, и механического) контакта зерен алмаза с кобальтовой матрицей, а следовательно, улучшаются прочностные и эксплуатационные характеристики алмазосодержащего композита.

Таким образом, разработан достаточно простой и надежный метод, позволяющий контролировать качество выпускаемой продукции из КАМ по значениям эффективной электро- и теплопроводности. При этом параметр  $0 \leq K \leq 1$  является показателем качества спеченной матрицы, по которому могут быть оценены ее механические и эксплуатационные свойства (см., например, [282]), тогда как параметр  $0 \leq R \leq 1$ , определяемый из уравнения (5.15) по результатам измерений тепло- и электропроводности композита, является интегральным показателем степени сохранности алмазов и совершенства межфазной границы в композите.

## СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ СПЕКАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

### 6.1. ПУТИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ПРОЦЕССА СПЕКАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

В предыдущей главе рассмотрены основные физико-механические свойства композиционных алмазосодержащих материалов на твердосплавных связках, спекаемых традиционным способом горячего прессования, и проанализированы влияние степени повреждения алмазов и наличие либо отсутствие адгезии на снижение свойств композитов этого класса в целом.

С момента создания КАМ типа «Славутич» и твесал и по настоящее время в ИСМ НАНУ проводятся многосторонние исследования, направленные на минимизацию разупрочнения алмазов, уменьшение температуры и сокращение времени спекания, обеспечение адгезии и повышение прочности и теплопроводности КАМ [118, 283, 284].

В процессе экспериментальных исследований было определено влияние высокого давления и длительности процесса спекания на качество КАМ [18, 82, 118, 283, 284]. В этих работах рассмотрен механизм, описывающий влияние внешнего давления на предотвращение растрескивания алмазных зерен, обусловленное плавлением включений сплава-растворителя. В частности, рассмотрена гипотеза, что если на диаграмме плавкости тройной системы С—Ni—Mn [55] увеличение давления прессования в аппарате высокого давления (АВД) до 6 ГПа приводит к повышению температуры плавления сплава этой системы на 150 °С, то можно предположить, что если к алмазному зерну, имеющему включения указанного сплава-растворителя, приложить такое же гидростатическое давление и нагреть, то температура плавления включений также повысится.

Однако более важная роль прикладываемого давления заключается в создании компенсирующего гидростатического давления, действующего на алмазное зерно, что предотвращает его разрушение. Этот механизм исследован с помощью математической модели [52], где рассматривается предельное равновесие алмаза в форме шара с полостью в виде сплюснутого сфероида, заполненной сплавом-растворителем, на границе которой формируются и распространяются трещины в плоскости пирамиды роста кристалла алмаза <111>.

Таким образом, из анализа результатов многочисленных исследований влияния различных факторов на изменение структуры КАМ можно выделить основные пути совершенствования процесса спекания КАМ:

- минимизация разупрочнения алмазов;
- уменьшение температуры спекания;

- сокращение продолжительности процесса спекания;
- формирование адгезионного взаимодействия между алмазом и связкой;
- увеличение эффективного модуля упругости;
- повышение эффективной теплопроводности;
- повышение прочности;
- сокращение удельных энергозатрат.

Рассмотрим влияние указанных факторов на формирование условий, приводящих к возникновению и развитию трещин в зернах алмаза при нагревании, что обуславливает в итоге снижение их прочности.

## 6.2. МЕХАНИЗМ РАСТРЕСКИВАНИЯ ЗЕРЕН АЛМАЗА ПРИ НАГРЕВАНИИ

Многие исследователи отмечали, что в результате нагрева зерен синтетического алмаза их прочность изменяется. При этом степень изменения прочности зависит от таких факторов: объемной концентрации и термоупругих свойств включений используемого при синтезе алмазов сплава-растворителя, их распределения в объеме кристалла, температуры нагрева, атмосферы, в которой происходит термическая обработка алмазов, и т. д. Несмотря на разные мнения о значимости отдельных факторов, все исследователи едины в том, что причиной снижения прочности кристаллов алмаза в результате нагрева является их деградация.

Исследованию термостойкости алмазных порошков посвящено значительное количество работ (см., например, [57—59]), в которых отмечено, что в процессе нагревания синтетических алмазов при температуре выше 1270 К наблюдается снижение их прочности. В работе А.А. Шульженко [57] показано, что включения сплава-растворителя распределяются в зернах синтетического алмаза в основном в виде локализованных включений, расположенных в плоскости  $\langle 111 \rangle$  (рис. 6.1, *а*) или в виде лучей, распространяющихся от центра зерна к его поверхности. В большинстве работ отмечается, что в результате

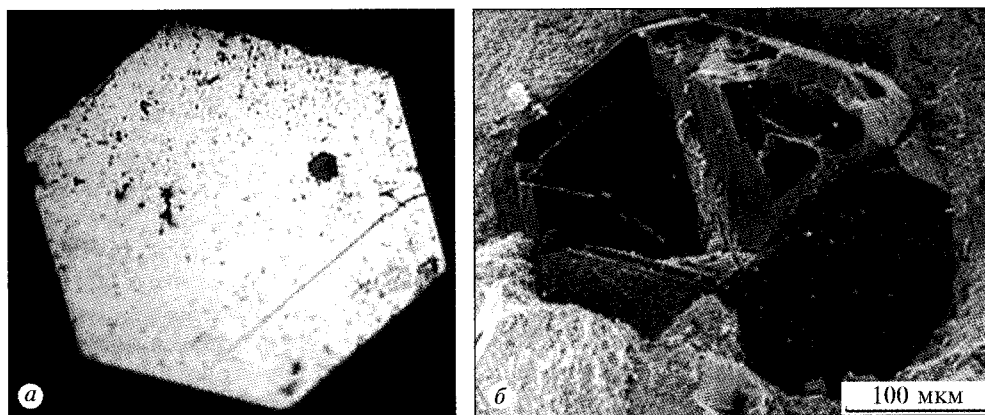


Рис. 6.1. Зерно алмаза с трещиной, образовавшейся в результате нагрева (1000 °С в среде азота 5 мин) (*а*) и расположение включения сплава-растворителя на поверхности излома зерна алмаза, разрушенного в процессе спекания (*б*)

нагрева зерен алмаза в них образуются трещины, преимущественно в плоскостях, параллельных  $\langle 111 \rangle$  (рис. 6.1, б). Эти выводы подтверждаются нашими многолетними наблюдениями растрескивания зерен алмаза при высокотемпературном нагреве.

Анализ изменения прочности зерен алмазов после их нагрева до температуры 970...1070 К в различных газовых средах выполнен в работах [58, 59]. В [57] исследовано влияние количества и характера распределения включений в кристаллах на их прочность в исходном состоянии и после нагрева. В [285] исследовано влияние объемной концентрации включений сплава-растворителя типа Fe-Ni на изменение прочности исходных алмазов и алмазов, прошедших термохимическую обработку. В частности, установлено, что с увеличением объемной концентрации включений сплава-растворителя наблюдается значительное снижение прочности алмазов по сравнению с исходной.

Влияние давления в процессе высокотемпературного нагрева в аппарате высокого давления на снижение прочности порошков синтетического алмаза рассмотрено в работе [118].

Исследователи фирмы «Element Six» для количественной оценки влияния температуры нагрева на разупрочнение алмазных порошков марок от SDA25 до SDA 100S построили девятибалльную условную шкалу, на которой графически показали степень потери прочности исходных порошков после термообработки при температуре 900 или 1100 °С [56]. Например, если высокопрочные алмазы марки SDA100S после нагрева до 1100 °С теряют только 2/9 части от исходной прочности, то алмазы марки SDA 25 — 8/9 соответственно (см. рис. 3.51).

Публикаций, посвященных анализу причин снижения прочности алмазов, очень мало. Так, в [227] проведен анализ состояния алмаза на границе со сплавом-растворителем типа Fe-Ni на нескольких стадиях термобарического состояния алмаза, в частности при охлаждении алмаза под давлением после синтеза и при нагреве под давлением с последующим охлаждением. В [227] установлено, что на границе раздела фаз напряжения в алмазе достигают значений порядка предела текучести; это объясняется как вероятная причина образования в нем трещины. Одной из причин разупрочнения синтетических алмазов могут быть фазовые преобразования при охлаждении после нагрева включений сплава-растворителя в алмазах типа Fe-Ni или Fe-Si. Вследствие наличия растворенного углерода в железе формируется аустенит, переходящий при последующем охлаждении в бейнит с незначительным увеличением объема ( $\Delta V = +0,64\%$ ), что может приводить к формированию растягивающих напряжений в алмазе.

Еще одна гипотеза о причине образования трещин алмазов при нагреве приведена в работе Дж. Галлахера и др. [228]. Согласно данным этой работы снижение прочности кристаллов синтетических алмазов после нагрева вызвано рекатализом алмаза на границе с включением сплава-растворителя во время его нагрева при отсутствии высокого давления, вследствие чего алмаз частично переходит в состояние графита с увеличением объема ( $\Delta V = +51\%$ ). Это обуславливает возникновение растягивающих напряжений в алмазе в области, прилегающей к границе раздела фаз алмаз—графит, которые могут достигать значения, достаточного для образования трещины в зерне алмаза.

В работе [285] приведена оценка напряжений, обусловленных термоупругим несоответствием компонентов системы алмаз—включение. Предложена классификация причин разрушения зерен алмаза, которая поясняет влияние термоупругого несоответствия компонентов на процесс зарождения трещин в кристаллах. Однако потребность учета свойств реальных материалов, таких как физическая нелинейность, анизотропия и неоднородность, обуславливает необходимость усложнения модели деформирования сред такого типа и методов анализа соответствующих модельных краевых задач. При формулировании условий предельного состояния сплошной неоднородной среды и предельного равновесия этой среды с трещиной особое внимание необходимо уделять анализу области локализации неоднородности и концентрации напряжений в ее окрестности.

Для объяснения причины снижения прочности алмаза (см. п. 3.10) разработана теоретическая модель напряженного состояния алмазного зерна с металлическим включением сплава-растворителя в форме сплюснутого сфероида и проведена оценка остаточной прочности алмазного зерна с учетом размера, формы и свойств включения сплава-растворителя, а также механических свойств, прочности и поверхностной энергии синтетического алмаза. Данная глава посвящена определению доминирующих причин и степени их влияния на снижение прочности зерен синтетического алмаза.

### 6.2.1. Термоупругие свойства исследуемых сплавов-растворителей

Определим термоупругие свойства сплавов-растворителей и прочность исследуемых марок синтетических алмазов с различными типами сплавов-растворителей, приведенными в табл. 6.1.

Измерение линейного коэффициента термического расширения при нагреве до 1000 °С проводилось на dilatометре термомеханического анализатора ТМА 1090 фирмы «Du Pont» (США). Для этих измерений образцы сплавов-растворителей изготавливали в виде цилиндров диаметром 5 мм и длиной 12 мм. Измерение упругих свойств образцов сплавов-растворителей проводилось на установке «Звук-107», оснащенной устройствами измерения частоты, ультразвуковым методом в его низкочастотном (резонансном) варианте.

Таблица 6.1. Модуль упругости и КТР исследуемых сплавов-растворителей

Тип сплава-растворителя	Модуль упругости $E$ , ГПа	КТР сплава-растворителя $\alpha_2$ , $10^{-6} \text{ K}^{-1}$
40 % Ni-60 % Mn-1 % $\text{Cr}_3\text{C}_2$	217,0	20,3
40 % Ni-60 % Mn	199,0	20,1
40 % Ni-59,2 % Mn-0,8 % Si	174,0	19,2
95 % Fe-5 % Si	238,0	13,0
88 % Co-12 % $\text{Cr}_3\text{C}_2$	250,3	10,3
48 % Ni-48 % Fe-4 % $\text{Cr}_3\text{C}_2$	188,4	10,2
26,4 % Fe-61,6 % Co-12 % $\text{Cr}_3\text{C}_2$	248,9	9,3
44 % Fe-44 % Co-12 % $\text{Cr}_3\text{C}_2$	245,5	9,2
36 % Ni-64 % Fe	206,0	0,15



Отметим, что в измеряемых образцах отсутствует растворенный углерод, которым сплав-растворитель насыщается в процессе синтеза. Микрорентгеновский анализ включений показал, что содержание растворенного углерода во включениях находится в пределах от 2,5 до 4,2 % (атом. доля) или от 0,6 до 1 % (об. доля) соответственно. Ввиду малости объемного содержания растворенного углерода в рассматриваемых сплавах его влиянием на изменение упругих свойств и КТР в дальнейшем пренебрегаем.

Из табл. 6.1 следует, что расхождение в значениях модуля упругости испытанных образцов сплавов-растворителей довольно небольшое, тогда как КТР сплава-растворителя изменяется от 0,15 до  $20,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . На основании этого можно предположить, что термоупругое несоответствие сплава-растворителя и алмаза порождает при нагреве высокие напряжения в окрестности включения.

### 6.2.2. Анализ влияния термического расширения сплава-растворителя на термостойкость синтетических алмазов при нагреве

В результате проведенных испытаний прочности алмазов исследовательских партий в исходном состоянии и после термообработки выполнена оценка изменения термостойкости (см. табл. 3.9 и 3.10) при действии термической нагрузки. Но в связи с различием коэффициентов термического расширения ( $\alpha_2 - \alpha_1$ ), что в итоге определяет уровень внутренних температурных напряжений, последние находят с помощью известного из сопротивления материалов выражения  $\sigma_{\text{внутр}} = K_2 (\alpha_2 - \alpha_1) \Delta T$ .

Поэтому представляет интерес построить зависимость между остаточной прочностью и разницей КТР сплава-растворителя и алмаза. Используя значения КТР сплава-растворителя  $\alpha_2$  и КТР алмаза  $\alpha_1$  для разных типов сплавов-растворителей (см. табл. 3.10), нами рассчитана и построена зависимость изменения остаточной прочности алмазов после термообработки относительно разницы КТР сплава-растворителя и алмаза (табл. 6.2). Согласно этой зависимости с увеличением КТР сплава-растворителя остаточная прочность алмазов  $\sigma_{\text{т.о}}$  снижается.

Кроме термоупругого несоответствия сплава-растворителя и алмаза, которое приводит к возникновению напряжений в алмазе в окрестности включений, есть еще один важный фактор, на который впервые обратили внимание Дж. Галлахер и П. Скенион [228]: рекатализ алмаза на границе с металлом, который происходит во время нагрева алмаза при отсутствии внешнего давления (на уровне условий равновесия), вследствие чего алмаз переходит в состояние графита с существенным увеличением объема ( $\rho_1 = 3,5 \text{ г/см}^3$ ;  $\rho_{\text{графит}} = 1,7 \text{ г/см}^3$ ;  $\Delta V = +51 \%$ ). Это может быть одной из причин появления внутреннего давления в полости, в которой находится включение сплава-растворителя, и последующего растрескивания алмаза.

Определение прочности алмазов исследуемых марок проводилось согласно существующему стандарту на определение прочности порошков алмаза. В результате были определены значения средних от всех данных, полученных в каждой партии порошка (см. табл. 3.9 и 3.10). Термообработка исследуемых

Таблица 6.2. Сводные данные о влиянии термообработки на «разупрочнение» синтетических алмазов различных ростовых систем

Тип сплава-растворителя	Зернистость алмаза, мкм	Прочность зерен алмаза в исходном состоянии $\sigma_0$ , Н	Прочность зерен алмаза после нагрева $\sigma_{т.о.}$ , Н	$(\alpha_2 - \alpha_1)/\alpha_1$	$\sigma_{т.о.}/\sigma_0$
40 % Ni-60 % Mn-1 % Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	315/250	150,1	75,8	4,49	0,505
40 % Ni-60 % Mn	400/315	129,8	77,0	4,43	0,593
40 % Ni-60 % Mn-0,8 % Si	400/315	137,4	125,7	4,19	0,915
95 % Fe-5 % Si	400/315	105,4	105,5	2,5	1,000
88 % Co-12 % Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	315/250	113,6	125,2	1,78	1,102
48 % Ni-48 % Fe-4 % Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	315/250	93,9	85,5	1,75	0,910
26,4 % Fe-61,6 % Co-12 % Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	630/500	125,1	131,8	1,52	1,053
44 % Fe-44 % Co-12 % Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	315/250	97,8	99,1	1,49	1,013
36 % Ni-64 % Fe	355/300	282,0	290,0	-0,96	1,028
36 % Ni-64 % Fe	599/500	496,6	487,0	-0,96	0,981

партий алмазных порошков продолжительностью 5 мин выполнялась в кварцевой проходной печи при температуре 1000 °С в среде азота. После охлаждения образцов термообработанных порошков алмаза были обнаружены трещины, выходящие на поверхность зерен. При этом в большинстве случаев в таких трещинах наблюдались капли сплава-растворителя (см. рис. 3.44—3.50). Используя значения модуля упругости сплава-растворителя (см. табл. 6.1), соотношения Ламе и КТР, оценим термические напряжения, действующие на границе раздела фаз включение—алмаз. Для этого выполняем несложные вычисления температурных напряжений, обусловленных термоупругим несоответствием компонентов (см. табл. 6.1), в результате чего получаем, что эти температурные напряжения при 1000 °С могут достигать 3 ГПа.

Поскольку температура термообработки порошков существенно ниже температуры ликвидуса сплавов-растворителей, то металлическое включение находится в твердом, но вязкоупругом состоянии. Следовательно, сплав-растворитель под действием внутреннего давления заполняет полость раскрывающейся когезионной трещины (рис. 6.2). Очевидно, что именно образующиеся при нагреве алмаза трещины являются причиной снижения прочности термообработанных зерен алмаза при их испытаниях на прочность. Испытания на прочность алмазов в исходном состоянии и после термообработки позволили оценить степень изменения

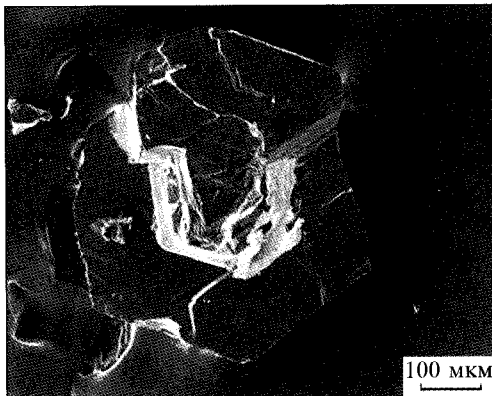


Рис. 6.2. Расположение включения сплава-растворителя на поверхности излома зерна алмаза по плоскости  $\langle 111 \rangle$ , разрушенного в результате нагрева

Рис. 6.3. Модель алмазного зерна с единичным металлическим включением

прочности кристаллов в результате нагрева и зависимость остаточной прочности от разности КТР сплава-растворителя и алмаза (см. табл. 6.2).

Построим модель зарождения и развития трещины, обусловленной термическим расширением металлического включения в алмазе. Анализ разрушенных зерен показал, что включения сплава-растворителя имеют форму, близкую к сфероиду (см. рис. 6.2).

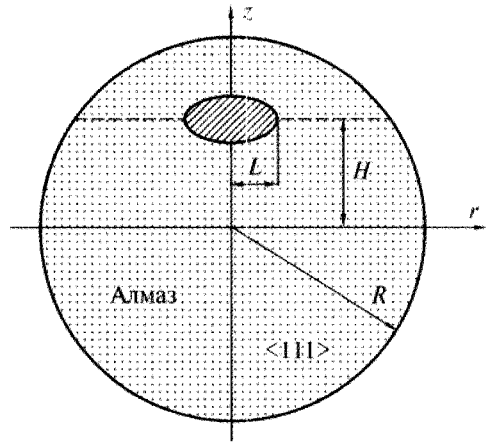
Поэтому в качестве геометрической модели алмазного зерна с металлическим включением примем шар с единичным включением, имеющим форму сплюснутого сфероида (рис. 6.3).

Для уменьшения количества геометрических параметров модели и упрощения ее численного анализа задача рассматривается в осесимметричной постановке. Соотношение малой и большой полуосей сфероида равно  $\gamma = l/L$ , а его положение в «сферическом» алмазном зерне диаметром  $2R$  и расстояние до его свободной поверхности однозначно задаются параметром  $H$ . Материалы алмаза и включения в рассмотренном нами температурном диапазоне принимают упругими. Это обусловлено тем, что согласно исследованиям Т. Энтони [227] для температуры до  $900^\circ\text{C}$  предел текучести алмаза превышает  $7\text{ ГПа}$ . Что касается включения, то его напряженное состояние близко к гидростатическому сжатию и не вызывает заметной пластической деформации.

Для оценки термических напряжений и анализа роста трещины в алмазном зерне с металлическими включениями используется метод конечных элементов. В модельных расчетах для алмаза и включения принимаем следующие значения модуля упругости (Юнга)  $E$ , коэффициента Пуассона  $\nu$  и коэффициента термического расширения (КТР)  $\alpha$ : для алмаза  $E_1 = 1050\text{ ГПа}$ ,  $\nu_1 = 0,1$ ,  $\alpha_1 = 3,7 \cdot 10^{-6}\text{ K}^{-1}$ ; для включения  $E_2 = 200\text{ ГПа}$ ,  $\nu_2 = 0,3$ ,  $\alpha_2 = 15 \cdot 10^{-6}\text{ K}^{-1}$ .

### 6.2.3. Условие зарождения и роста трещины

Многие исследователи [286—288] отмечают, что трещины в алмазе развиваются исключительно в плоскости  $\langle 111 \rangle$ , что подтверждается опытными данными, приведенными в настоящем исследовании. Это обстоятельство упрощает анализ процесса зарождения и развития трещины, поскольку ее траектория заранее известна. Тем не менее, задача остается сложной и, насколько известно, на данный момент нет публикаций, где по крайней мере были бы предприняты попытки ее решения. Проблема заключается в том, что ни силовой, ни энергетический критерии механики разрушения по отдельности не позволяют прогнозировать зарождение и развитие трещины. В последнее время значительные усилия [289—291] направлены на поиск критерия, объединяющего силовой и энергетический аспекты проблемы, однако эти и другие аналогич-



ные попытки нельзя рассматривать как успешные. Альтернативным и более эффективным является подход, основанный на использовании концепции контактного адгезионного взаимодействия и ее численной имплементации методом конечных элементов [292, 293]. Модель когезионной зоны основана на принципах нелинейной механики разрушения [294, 295] и позволяет значительно расширить круг доступных для численного анализа задач механики разрушения.

В данной работе используется билинейная модель материала когезионной зоны, предложенная в [295]. Для случая нормального растяжения зависимость нормального напряжений от ширины когезионной зоны до момента раскрытия трещины приведена на рис. 6.4. Показан линейно-упругий участок ( $OA$ ) с контактной жесткостью  $K_n$  и участок линейной деградации жесткости ( $AC$ );  $d$  — параметр поврежденности. Максимальное контактное напряжение  $\sigma_{\max}$ , равное когезионной прочности  $\sigma_c$ , достигается в точке  $A$ , а наклон линии  $OA$  зависит от того, является разрушение хрупким или вязким.

Формирование трещины начинается в точке  $A$  и завершается в точке  $C$ , когда нормальные напряжения на поверхности образованной трещины исчезают. Площадь поверхности треугольника  $OAC$  — не что иное, как энергия раскрытия трещины (так называемая критическая энергия разрушения  $G_c$ ). Таким образом, в данном критерии естественным образом объединены силовое и энергетическое условия разрушения.

В практических расчетах указанные параметры заданы для плоскости  $\langle 111 \rangle$  алмаза, в которой распространяется трещина. Согласно [296]  $G_c = 5,35$  Дж/м<sup>2</sup>, а прочность  $\sigma_c$  изменяется от долей ГПа (например, от 230 до 410 МПа [296]) до нескольких единиц ГПа в зависимости от уровня поврежденности и размера кристалла. При этом прочность кристалла снижается с увеличением его размера, что является характерным проявлением масштабного эффекта (закона Вейбулла).

Отметим, что выбранная нами модель также обеспечивает учет масштабного фактора, обусловленного размерностью критерия. На рис. 6.4 по оси абсциссы отложены перемещения. Это означает, что хотя напряженное состояние в окрестности геометрически подобных включений одинаково, однако абсолютная величина перемещений пропорциональная размеру включения. Поэтому для малых включений критические значения  $u_0$  и  $u_{\max}$  достигаются

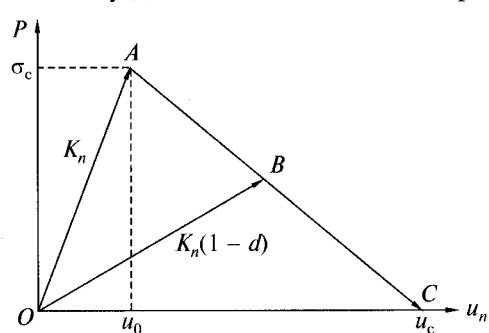


Рис. 6.4. Билинейная модель когезионной зоны

при значительно более высокой внешней нагрузке, чем для больших. Иными словами, «разупрочняющий» эффект больших включений более значителен по сравнению с малыми. В частности, модель предусматривает существование минимального критического размера включений и пор, меньше которого зарождение трещин невозможно. Это целиком согласуется с практическими наблюдениями, приведенными в работе [297], и подтверждает правильность выбранного подхода.

Зарождение и развитие трещин вокруг включений существенно зависят от уровня остаточных напряжений в алмазе после синтеза. К сожалению, достоверная информация по этому поводу отсутствует, к тому же уровень остаточных напряжений может изменяться в широких пределах в зависимости от условий синтеза, состава и свойств сплава-растворителя, расположения, размера и формы включения и т. д. Поэтому при разработке достаточно общей математической модели целесообразно рассматривать остаточное давление  $\sigma_{ост}$  во включении как один из параметров нагрузки в модели зерна алмаза. Другим параметром такого типа являются внутренние температурные напряжения  $\sigma_{внутр}$ , возникающие в полости, заполненной сплавом-растворителем, при повышении температуры алмаза на  $\Delta T$ .

В общем случае указанные параметры не являются аддитивными с точки зрения влияния на напряженное состояние в окрестности включения. Поэтому прежде чем формулировать условие зарождения трещины, следует оценить вклад каждого из перечисленных факторов в предположении совершенства межфазных границ. В табл. 6.3 приведены значения  $\sigma_r$  и  $\sigma_z$  во включении, а также максимальные значения  $\sigma_z$  в алмазе, обуславливающие начало растрескивания алмазного зерна ( $\sigma_{z \max}$  достигается на экваторе включения). Для наглядности данные вычисления представлены в размерном виде при  $\Delta T = 700$  °С для разных параметров формы и положения включения. Учитывая, что термонапряжения пропорциональны  $(\alpha_2 - \alpha_1) \Delta T$ , эти же данные можно использовать для оценки напряжений и для других значений КТР и перепада температуры. Эти и дальнейшие расчеты проведены для включения с размером  $L = 0,2R$ .

Как показывают результаты численного анализа, напряженное состояние во включении отличается от гидростатического давления, поэтому в табл. 6.3 приведены максимальные значения как радиальных, так и осевых напряжений во включении. Эти напряжения в объеме включения практически постоянны, за исключением случая, когда включение находится близко к поверхности алмазного зерна ( $H/R \sim 0,8$ ). Таким образом, максимальная концентрация напряжений в алмазе достигается на поверхности контакта с включением и уменьшается как  $r^{-3}$  по мере удаления от последнего. Из табл. 6.3 видно, что радиальные напряжения во включении  $\sigma_r$  малочувствительны как к его форме, так и к расположению в алмазе, тогда как осевые напряжения  $\sigma_z$  значительно

Таблица 6.3. Напряжения во включении и алмазе при нагреве до 700 °С

$\gamma = l/L$	$H/R$	$\sigma_z$ , ГПа (включение)	$\sigma_r$ , ГПа (включение)	$\sigma_z$ , ГПа (алмаз)
1,0	0	-3,14	-3,14	1,60
	0,4	-3,12	-3,12	1,67
	0,7	-2,98	-3,07	2,28
0,5	0	-2,72	-3,19	3,87
	0,4	-2,71	-3,18	3,94
	0,8	-2,40	-3,02	4,99
0,2	0	-1,80	-3,00	8,00
	0,4	-1,78	-2,99	8,26
	0,8	-1,58	-2,87	9,04

уменьшаются с уменьшением толщины включения (т. е. его объема). И наоборот, концентрация напряжений  $\sigma_z$  в алмазе существенно возрастает с уменьшением соотношения осей включения и с приближением к свободной поверхности алмазного зерна.

Как уже отмечалось выше, ввиду линейности модели термонапряжения масштабируются как  $\sigma_{ij} = \sigma_{ij}^* \Delta T (\alpha_2 - \alpha_1)$ , где  $\sigma_{ij}^*$  — нормализованные значения напряжений для заданной геометрии; эти значения можно взять в табл. 6.3 и использовать при оценке напряжений для произвольных  $\alpha_2$ ,  $\alpha_1$  и  $\Delta T$ . Кроме того, соотношение между компонентами тензора остаточных напряжений, обусловленных разными факторами (охлаждением, снятием давления после синтеза, фазовыми превращениями сплава-растворителя и т. д.), остается таким же, как в рассмотренном нами примере. Поэтому эти остаточные напряжения имеют аналогичный вид:  $\sigma_{ij} = \sigma_{ij}^* \Delta P$ , где  $\Delta P$  — масштабирующий множитель, который определяется физической природой соответствующего фактора, а суммарные напряжения равны  $\sigma_{ij} = \sigma_{ij}^* [\Delta P + \Delta T (\alpha_2 - \alpha_1)]$ . Как и в предыдущем случае, радиальные напряжения  $\sigma_r$  во включении практически не зависят ни от формы, ни от положения включения в объеме алмаза. Однако напряжения  $\sigma_z$  в алмазе на контактной поверхности существенно зависят от формы включения. Более того, эти напряжения сжимающие и их влияние на зарождение трещины «противоположно» влиянию термических напряжений, что позволяет сделать предварительный качественный вывод о положительном влиянии внешних напряжений сжатия на сохранность целостности зерен алмазов в процессе нагрева.

Перейдем к численному анализу зарождения и развития трещин в алмазном зерне в окрестности металлических включений под действием температурных напряжений. Рассмотрим случай, когда остаточные напряжения отсутствуют, а поверхность алмаза свободна от нагрузки, т. е. единым фактором роста трещины являются термические напряжения, обусловленные разностью КТР алмаза и сплава-растворителя. Поскольку  $\alpha_2 > \alpha_1$ , повышение температуры вызывает напряжение растяжения в алмазе в окрестности включения. В момент, когда это напряжение достигает критического значения  $\sigma_c$ , начинается рост трещины от поверхности включения вдоль плоскости  $\langle 111 \rangle$ . Расчетное распределение величины относительного раскрытия трещины  $u_z/u_c$  вдоль ее траектории приведено на рис. 6.5. Как показывает расчет, для выбранных нами параметров модели зарождение трещины можно ожидать уже при нагреве алмаза до 450 °С. Дальнейший нагрев приводит к существенному росту трещины с возможным выходом ее на свободную поверхность алмаза.

Распределение и эволюция напряжения  $\sigma_z/\sigma_c$ , нормального к плоскости трещины, при ее распространении показаны на рис. 6.6. На рисунке хорошо видно три участка: упругая зона, соответствующая участку  $OA$  диаграммы на рис. 6.4, зона зарождения трещины, соответствующая участку  $AC$  на рис. 6.4, и раскрытая трещина, свободная от нагрузки. Отметим, что протяженность когезионной зоны определяется отношением поверхностной энергии к когезионной прочности, которое должно быть определено независимо, исследовательским или теоретическим путем. Для ряда металлов такие значения

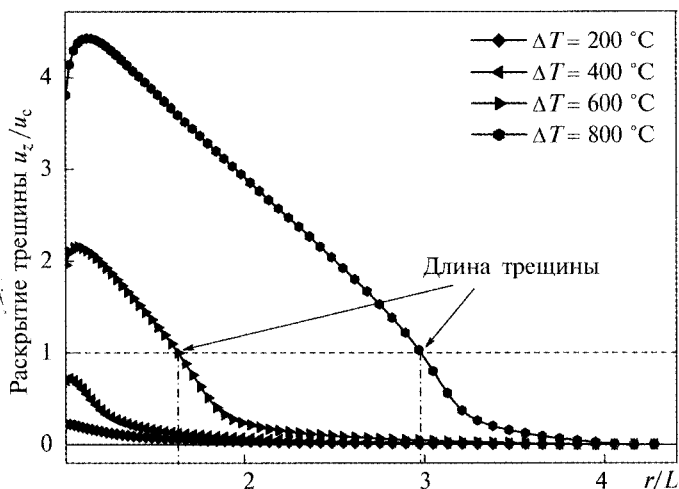


Рис. 6.5. Раскрытие трещины в зависимости от температуры (при  $\gamma = 0,5$ ,  $\Delta P = 0$ )

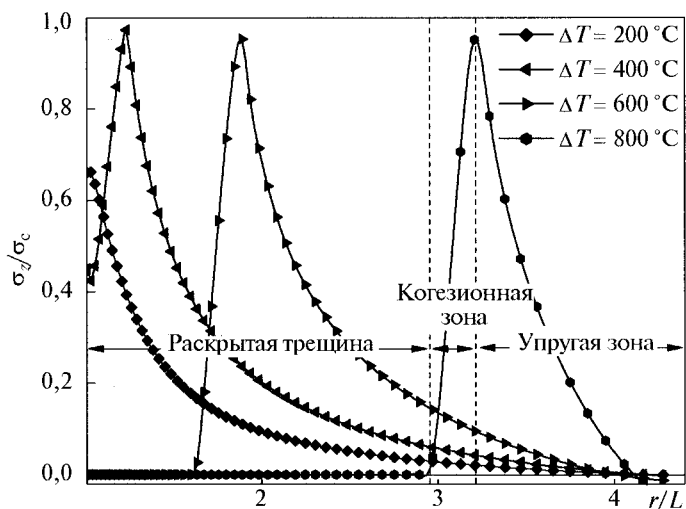


Рис. 6.6. Распределение нормального напряжения в плоскости  $\langle 111 \rangle$  в зависимости от температуры (при  $\gamma = 0,5$ ,  $\Delta P = 0$ )

приведены в работе [298], для некоторых типов керамик и полупроводников — в [299].

В [299] предложен способ перерасчета теоретических значений, полученных для идеальной решетки на наноуровне методами квантовой механики, на мезо- и макроуровни с учетом коллективного взаимодействия атомарных плоскостей и релаксации поверхностной энергии. Порядок и соотношение идеальных и реальных (указаны в скобках) значений согласно приведенным в работе [299] данным следующие:

Al:	$u_0 = 0,054$ (19,6) нм, $\sigma_c = 10900$ (161) МПа;
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> :	$u_0 = 0,055$ (12,3) нм, $\sigma_c = 47100$ (486) МПа;
Si:	$u_0 = 0,057$ (19,5) нм, $\sigma_c = 28200$ (270) МПа.

Для алмаза известна лишь когезионная энергия, вычисленная из первых принципов, значение которой справедливо для атомарного уровня [300]. Поэтому приведенные ниже геометрические и силовые параметры следует рассматривать как индикативные: их абсолютное значение может изменяться в зависимости от  $\sigma_c$  и  $G_c$  при сохранении соотношений между ними. Расчетные данные соответствуют  $u_0 = 5 \cdot 10^{-9}$  м (5 нм), выбранному с учетом приведенных выше соотношений между теоретической (идеальной) и реальной когезионной прочностью ряда материалов; опытная проверка и возможное уточнение этой величины для алмаза есть предметом отдельного исследования.

Существенными факторами, влияющими на начало и интенсивность роста трещины, являются форма и объем включения при фиксированном  $L$ . Так, на рис. 6.7 показано влияние нагрева и формы включения на рост трещины вокруг него при условии отсутствия остаточных напряжений после синтеза. Как и следовало ожидать, максимальный «разрушающий потенциал» имеет сферическое включение ( $\gamma = 1$ ), которое служит причиной образования макротрещины с разрушением алмазного зерна уже при температуре 600 °С. В то же время для включения в форме сплюснутого сфероида с  $\gamma = 0,2$  такая температура есть лишь началом формирования трещины. На практике форма включений весьма разнообразна [55, 57], хотя в большинстве случаев она может быть аппроксимирована эллипсоидом вращения.

Важное преимущество предложенной модели — ее чувствительность к масштабному фактору, т. е. зависимость условий развития и роста трещины от линейного размера включения. Как указывалось выше, эта возможность обеспечивается использованием модели когезионной зоны (см. рис. 6.6). В качестве иллюстрации значимости такого влияния на рис. 6.9 приведены расчетные зависимости длины трещины от температуры для трех геометрически подобных включений разного размера. Данные численного анализа показывают, что

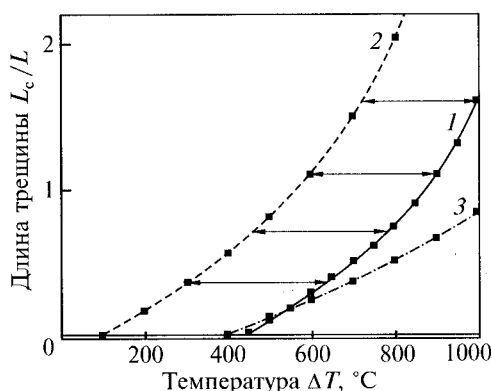
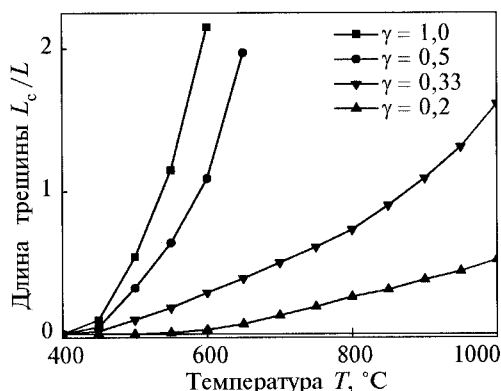


Рис. 6.7. Влияние температуры и формы включения на рост трещины вокруг него при условии отсутствия остаточных напряжений после синтеза

Рис. 6.8. Влияние размера включения с  $\gamma = 0,33$  на рост трещины вокруг него: 1 —  $\Delta P = 0, P_{\text{ext}} = 0$ ; 2 —  $\Delta P = 1 \text{ ГПа}, P_{\text{ext}} = 0$ ; 3 —  $\Delta P = 1 \text{ ГПа}, P_{\text{ext}} = 0,3 \text{ ГПа}$



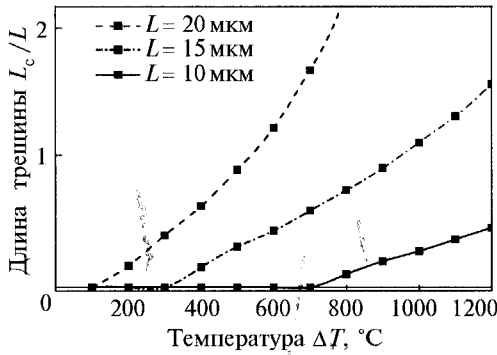


Рис. 6.9. Влияние размера включения при  $\gamma = 0,33$  на рост трещины возле него

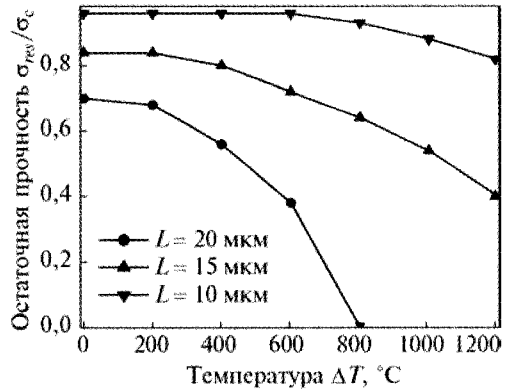


Рис. 6.10. Дegrадация прочности зерна алмаза после термообработки (включение с  $\gamma = 0,33$ )

уменьшение размера  $L$  вдвое, от 20 до 10 мкм, повышает температуру начала развития трещины от 110 до 700 °C и значительно замедляет ее продвижение при дальнейшем нагреве. Для включений с  $L < 3$  мкм растрескивание (следовательно, деградация прочности согласно рассматриваемой модели) не наблюдается при нагреве даже до 1200 °C. Подчеркнем, что линейные размеры в нашем анализе являются условными (их нужно соотносить с выбранным значением  $u_0$ ); вместе с тем, поведение модели удовлетворительно согласуется с известными опытными данными.

Приведем пример расчета остаточной прочности алмазного зерна с металлическим включением после термообработки. Моделирование состоит из трех этапов: 1 — нагрев алмаза до определенной температуры (с возможным растрескиванием), 2 — остывание до начальной температуры, 3 — нагружение внешним давлением  $P_{\text{вн}}$ . Последнее выбирается отрицательным и моделирует растягивающие напряжения в зерне. Такая простая (хотя в определенной мере условная) схема позволяет оценить влияние дефектов, которые возникли во время термообработки, на остаточную прочность кристалла. Некоторые результаты численного анализа приведены на рис. 6.10. Из рисунка видно, что на остаточную прочность влияет и размер включения, и температура его нагрева. Так, даже при отсутствии нагрева прочность зерна с включением меньше его «бездефектной» прочности  $\sigma_c$ , и это различие возрастает с увеличением размера включения.

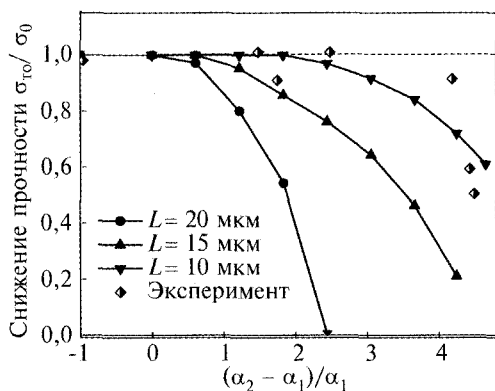
Эта же тенденция сохраняется при термообработке: с повышением температуры нагрева остаточная прочность монотонно уменьшается, при этом начальная температура ниже, а степень деградации прочности алмазов выше у зерен с включениями больших размеров.

Проведенное исследование подтвердило, что доминирующей причиной снижения прочности зерен синтетического алмаза, претерпевших высокотемпературный нагрев, являются трещины, которые образуются под воздействием растягивающих температурных напряжений в окрестности включения сплава-

растворителя, возникающих при нагреве в результате термоупругого несоответствия сплава-растворителя и алмаза. Результаты численного анализа влияния разности коэффициентов температурного расширения на остаточную прочность зерен алмазов различных ростовых систем (см. табл. 6.2) показывают, что на остаточную прочность влияет разность коэффициентов температурного расширения и размер включения.

В данной работе разработана теоретическая модель для оценки термонапряженного состояния, поврежденности при термосиловой нагрузке и остаточной прочности алмазного зерна с металлическим включением с учетом размера, формы и физико-механических свойств включения, а также физико-механических свойств, прочности и поверхностной энергии синтетического алмаза. Приведенные на рис. 6.11 результаты расчетов свидетельствуют о ее адекватности и применимости к анализу термопрочности синтетических алмазов и других сверхтвердых материалов кристаллического строения. В частности, с помощью модели получен ответ на вопрос, почему алмазы, синтезированные на основе сплава-растворителя Mn-Ni ( $(\alpha_2 - \alpha_1)/\alpha_1 = 4,43$ ) в условиях свободного спекания или горячего прессования при малых давлениях, начинают растрескиваться уже при температуре 500...550 °С. На рис. 6.11 показаны также экспериментальные значения остаточной прочности из табл. 6.2, на основании корреляции с которыми можно утверждать, что предложенная модель отражает реальные условия зарождения и распространения термически активированной трещины в алмазе.

Следовательно, предложенный в работе [52] подход позволяет прогнозировать термостойкость и остаточную прочность синтетических алмазов в условиях различных термических нагрузок, располагая только коэффициентом температурного расширения используемого при синтезе сплава-растворителя. Расчетные значения снижения прочности кристаллов алмаза в результате высокотемпературной термообработки обнаруживают удовлетворительную корреляцию с экспериментальными данными. Вместе с тем, для разработанной нами модели желательно провести дополнительные исследования, направленные на ее развитие и уточнение. Во-первых, выполнить оценку реальных остаточных напряжений во включении и его окрестности после синтеза с учетом фазовых преобразований сплава-растворителя, пластической деформации включения и алмаза, возможной частичной графитизации алмаза



в окрестности межфазной поверхности и других аналогичных факторов. Во-вторых, уточнить параметры  $G_c$ ,  $\sigma_c$  и  $u_0$  модели когезионной трещины для алмаза. Далее провести статистическое обобщение этих данных с учетом того, что в реальных кристаллах большинство введенных нами пара-

Рис. 6.11. Зависимость остаточной прочности зерен алмазов от термоупругого несоответствия сплава-растворителя и решетки алмаза

метров включения (положение, размер, форма и т. п.) являются случайными величинами, распределенными по тому ли иному статистическому закону. Это приведет к созданию математической модели, которая обеспечит адекватную количественную оценку остаточной прочности синтетического алмаза после термообработки и целенаправленный поиск путей ее повышения.

Таким образом, в результате обобщения накопленного мирового опыта в области электроспекания [37, 88—96, 302] сделан вывод о необходимости спекания композиционных алмазосодержащих материалов интенсивным электроспеканием под давлением (ИЭСД), которое позволит повысить их физико-механические свойства за счет сохранения свойств алмазов.

### 6.3. ИНТЕНСИВНОЕ ЭЛЕКТРОСПЕКАНИЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

К методам интенсивного электроспекания относится разработанный в ИСМ НАНУ метод интенсивного электроспекания под давлением (до 500 МПа) [33, 34, 39, 40]. Суть этого метода состоит в нагревании джоулевым теплом предварительно спрессованных брикетов шихты КАМ прямым пропусканием электрического тока промышленной частоты (плотностью до 40 А/мм<sup>2</sup>) в стальном технологическом узле модифицированного аппарата высокого давления типа цилиндр—поршень в неэлектропроводном контейнере с одновременным прессованием давлением до 500 МПа (рис. 6.12, 6.13) [39].

В соответствии с классификацией [42] (см. главу 3) метод ИЭСД можно отнести к виду «резистивного» спекания джоулевым теплом, создаваемым прямым пропусканием электрического тока через брикет спрессованной порошковой заготовки изделия, в котором основным фактором уплотнения порошка и увеличения поверхности контакта между частичками является процесс пластической деформации и диффузии. Бывшие поверхности контакта между зернами спекаемой смеси превращаются в межзеренные границы. Преимущества этого метода: относительно низкая температура ( $\sim 0,6T_{пл}$ ) и его быстротечность, что полностью согласовывается с исходным значением аббревиатуры FAST для рассматриваемого класса технологий спекания порошковых материалов. Однако вопрос оптимального выбора режимов нагрева и нагрузки к настоящему времени изучен недостаточно и это не позволяет в полной мере реализовать потенциальные возможности метода интенсивного электроспекания.

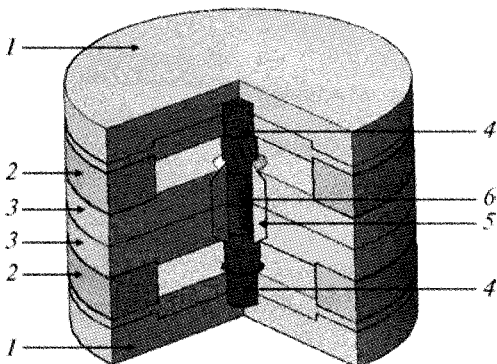


Рис. 6.12. Схематическое изображение конструкции технологического узла в виде аппарата высокого давления для интенсивного электроспекания под давлением [38, 302]: 1 — стальные матрицы, 2 — резиновые прокладки, 3 — стальные обоймы, 4 — пуансоны, 5 — неэлектропроводный контейнер, 6 — заготовки КАМ

Главным отличием этого метода от приведенных выше способов электроспекания (SPS, FAST, EDC) является ток промышленной частоты, но при значительно больших давлениях (до 500 МПа). В тоже время этот метод имеет некоторые общие параметры, согласно классификации [95, 96, 98], с резистивным методом спекания типа FAST (см. рис. 2.5, б), в котором основную роль в уплотнении порошка и увеличении площади поверхности контакта между частичками играет процесс пластической деформации [39]. Преимущества этого метода: относительно низкая температура процесса спекания ( $\sim 0,6 T_{пл}$ ) и его быстротечность (секунды) (табл. 6.4).

В промышленности Украины применяется ряд отечественных технологий изготовления КАМ с металлической матрицей [10, 43, 51]. Обоснованный выбор параметров конкретной технологии обеспечивает относительно высокое качество спекаемых изделий. До настоящего времени оценка качества КАМ (согласно ТУ-88 Украины ИСМ 660-78 на «Славутич» [80] и ТУ-88 Украины ИСМ 667-78 на твесал [81]) ограничивалась контролем только их размеров и плотности. Однако привести однозначную количественную характеристику качества изделия из алмазосодержащего композита на основании этих данных практически невозможно. Очевидно, что на структурном уровне высокое качество КАМ может означать [27]: *а* — плотную и полностью консолидированную матрицу; *б* — прочные межфазные границы, *в* — неповрежденные зерна алмаза, *г* — низкую плотность структурных дефектов (пор, трещин и т. д.). Эти структурные характеристики, как известно, определяют физико-механические свойства КАМ, обуславливающие высокие тепло- и электропроводности, упругие и прочностные характеристики и, как следствие, эксплуатационные свойства: долговечность, износостойкость и др.

При выборе термобарических параметров техпроцесса изготовления КАМ необходимо учитывать специфические свойства алмаза, в частности его ограниченную термостойкость [57, 58], что предопределяет выбор материалов связей и технологий с относительно невысокой температурой и малым временем выдержки при спекании. В таких условиях существенную роль играет давление, которое должно быть достаточным, чтобы интенсифицировать процесс усадки и в то же время не вызывать микроразрушения в зернах алмазов.

Таблица 6.4. Параметры основных технологий формирования структуры КАМ с металлической матрицей

Характеристика	Метод спекания		
	Свободное изотермическое спекание	Горячее изостатическое прессование	Интенсивное электроспекание под давлением
Длительность	Десятки минут	Десятки минут	Секунды
Давление	0	До 50 МПа	100...500 МПа
Температура	(0,8...1,0) $T_{пл}$	(0,7...0,8) $T_{пл}$	(0,6...0,7) $T_{пл}$
Энергозатраты	$\sim 200$ кДж/см <sup>3</sup>	$\sim 300$ кДж/см <sup>3</sup>	$\sim 30$ кДж/см <sup>3</sup>
Механизм уплотнения	Диффузия	Диффузия, ползучесть	Активированная термопластичность, диффузия

Как отмечалось выше, процесс интенсивного электроспекания под давлением КАМ на твердосплавных связках имеет некоторые особенности. Прежде всего, высокая (до 1400 °С) температура спекания; затем необходимость максимального уплотнения брикетов еще до спекания вследствие ограниченного хода пуансонов в технологическом узле и пластической деформации контейнера. Повышенное давление при спекании (до 500 МПа) и кратковременность процесса нагрева обусловили модернизацию технологического узла, компьютеризированный мониторинг основных параметров процесса спекания, повышение давления при брикетировании и высокотемпературную отгонку временного связующего из брикетов еще до спекания.

#### 6.3.1. Конструкция технологического узла для интенсивного электроспекания композиционных алмазосодержащих материалов под давлением

Спекание КАМ на основе твердосплавных связок реализуется в модернизированном технологическом узле (см. рис. 6.12). В его основу положена конструкция, разработанная на базе патента [38], назначение и свойства компонентов которой описаны в работе [302] (см. рис. 6.13).

В связи с высокой температурой спекания КАМ с твердосплавными связками (до 1400 °С) в новом узле предусмотрены электропроводные теплоизолирующие пробки из порошка  $\text{Mo}_2\text{C}$ , отделяющие пуансоны от зоны спекания. Порошок карбида молибдена  $\text{Mo}_2\text{C}$  при комнатной температуре имеет относительно низкую теплопроводность (13,2 Вт/(м · К)), которая незначительно возрастает (до 22,6 Вт/(м · К)) с повышением температуры до 1200 К [197, 303, 304].

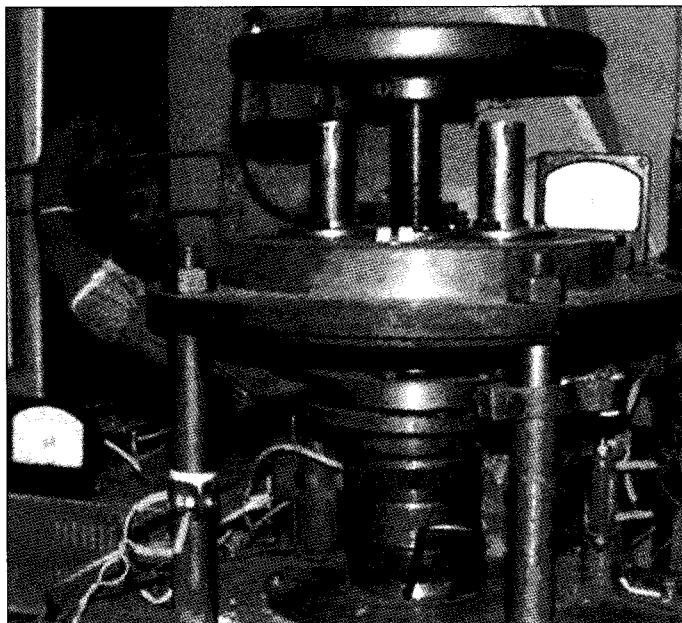
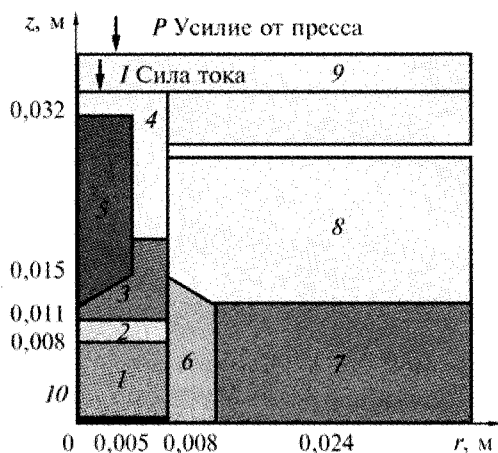


Рис. 6.13. Общий вид нагружающей системы и технологического узла для интенсивного электроспекания композиционных алмазосодержащих материалов под давлением

Следующее качественное отличие в разработанном узле — увеличение электропроводности пуансонов (рис. 6.14). Необходимость такого решения обусловлена чрезмерным перегревом пуансонов из сплава ЭИ437Б из-за высокой электропроводности спекаемых КАМ относительно материалов пуансонов. Последнее достигается за счет размещения медных сердечников в центральных частях пуансонов. Разработанный узел (см. рис. 6.14) позволяет спекать одновременно две вставки, установленные в контейнере 6 симметрично относительно его срединной плоскости, алмазосодержащими слоями. Для предотвращения сваривания брикетов между ними расположена графитовая разделительная прокладка 10.

Снаряжение технологического узла осуществлено следующим образом. В центральное отверстие опорной наковальни 7, 8 вставлен медный сердечник 5, а на него поставлен верхний (нижний) пуансон 4. На торец наковальни положена верхняя (нижняя) резиновая прокладка, а на последнюю — нижняя матрица 7. В нижнюю матрицу установлен контейнер из литографского камня 6 так, чтобы выступающая часть нижнего пуансона 3 зашла в отверстие контейнера 6. На торец нижней матрицы установлен также изолятор, а на него — разрезная обойма 7, обхватывающая контейнер по наружному диаметру. Разрезная обойма скреплена наружным кольцом. В контейнер засыпается навеска нижней пробки 2, вставляется брикет, засыпается дозированная мерка чешуйчатого графита 10, и навеска верхней пробки 2, устанавливается верхняя матрица 8 совместно с верхним пуансоном 4. После этого на верхнюю матрицу 8 устанавливается верхняя резиновая прокладка, а на нее — верхняя наковальня 9. Собранный таким образом технологический узел помещается под пневматический пресс установки для интенсивного электроспекания. Технологический узел предварительно поджимается сверху винтом, затем окончательно нагружается пневматическим прессом до предварительно заданного давления в зоне спекания. Далее включается нагрев и происходит процесс спекания.

Для исследования физико-механических свойств КАМ спекались образцы в форме коротких цилиндров диаметром 10 мм и высотой 6 мм с матрицами ВК6



и ВК15. При этом для изучения свойств матрицы и подложки отдельно изготавливали безалмазные образцы таких же размеров. Смесь алмаза и твердого сплава содержит до 15 % (мас. доля) временного связующего (8,5 % (мас. доля) раствора синтетического каучука в авиа-

**Рис. 6.14.** Расчетная схема технологического узла ИЭСД: 1 — заготовка; 2 — прокладка (TiN); 3—5 — составные части пуансона (сплав ЭИ 437Б, сталь 40, медь); 6 — контейнер (литографский камень); 7, 8 — элементы матрицы (сплав ЭИ 437Б, сталь 40); 9 — плита пресса (сталь 40); 10 — графитовая прокладка

ционном бензине). Для обеспечения равномерного распределения алмазов в матрице композита смесь гранулируется согласно разработанной в ИСМ НАНУ технологической инструкции ТИ 25000.20254. Для этого алмазные зерна предварительно обкатываются тонким слоем твердосплавной смеси сплава ВК6. Затем эти первичные гранулы просеивают через комплект сит и помещают в гранулятор, в котором проводится накатка порошка твердого сплава до достижения концентрации алмаза в гранулах 25 % (об. доля). Готовые гранулы брикетируют в пресс-формах для двухстороннего прессования. Алмазные гранулы с оболочкой из сплава ВК6 прессовали под давлением 130 МПа, а ВК15 — 200 МПа. Для удаления пластификатора из брикетов перед спеканием проводился отжиг при температуре 550 °С в среде водорода длительностью 30 мин.

#### 6.3.2. Реализация процесса интенсивного электроспекания КАМ под давлением

Технологический процесс, реализующий метод интенсивного электроспекания под давлением, состоит в предварительном холодном прессовании брикетов в закрытой стальной пресс-форме и их последующем нагреве под давлением до 500 МПа джоулевым теплом при прямом пропускании электрического тока плотностью до 40 А/мм<sup>2</sup> в технологическом узле оригинальной конструкции (см. рис. 6.12—6.14) [38].

Уплотнение и консолидация пористых заготовок происходит в твердой фазе. Предложенный способ отличается от других технологий горячего прессования и электроспекания порошковых электропроводных металлических порошковых смесей значительно более высоким давлением, которое интенсифицирует процесс уплотнения. Это позволяет существенно уменьшить время и уровень нагрева заготовки, что способствует сохранению свойств алмаза и, в итоге, повышению качества изделий с КАМ.

Постоянство давления на торцах реакционной ячейки обеспечивается использованием пневматического пресса. Изменение напряжения, силы тока, температуры и усадки во времени фиксируется компьютерной измерительной системой. Изменение входного напряжения на трансформаторе осуществляется с помощью регуляторов  $R_1$  и  $R_2$ , которые включены в электрическую схему установки (рис. 6.15). Температура измеряется в трех точках: в пуансонах и (при необходимости) по центру образца с помощью хромель-алюмелевых термопар (рис. 6.16, а), подключенных ко входам аналогово-цифрового преобразователя (АЦП). Конструкция технологического узла также предусматривает возможность измерения температуры в зоне контакта пуансон—образец. В оба пуансона вмонтированы термопары на расстоянии 3 мм от их рабочей (контактной) поверхности. Затем на основании полученного решения линейной задачи теплопроводности для описанной компоновки технологического узла (см. рис. 6.16, б) проводится перерасчет регистрируемых значений температуры на пуансонах на значения температуры в зоне спекания композита в контейнере.

Перепад потенциала на образце, который спекается, измеряется непосредственно на пуансонах с помощью приваренных к последним электродов.

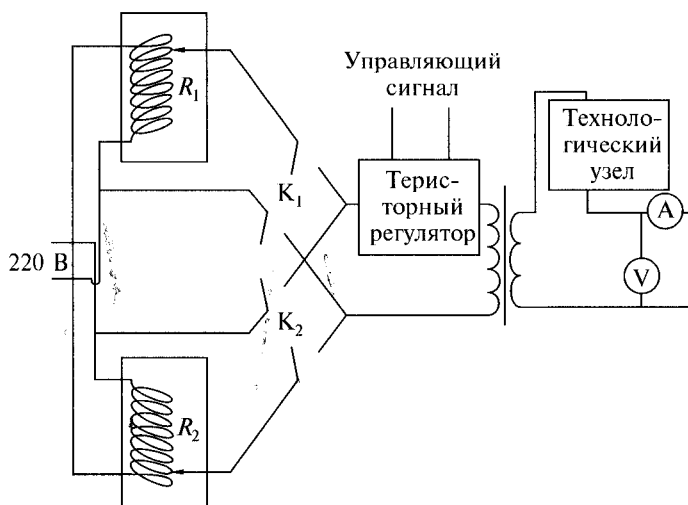


Рис. 6.15. Электрическая схема установки для ИЭСД

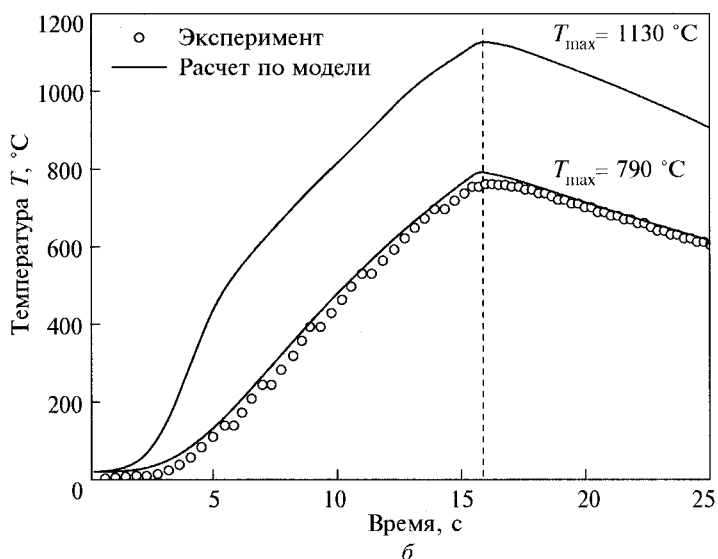
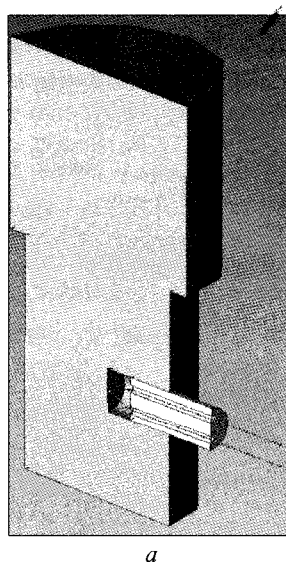
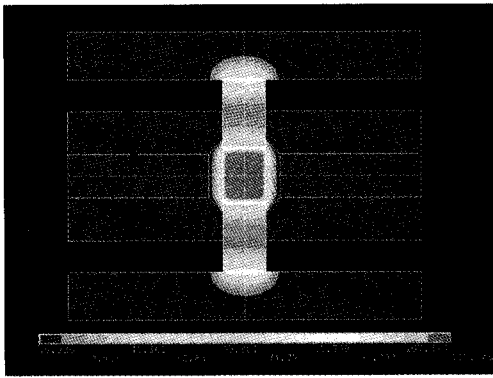


Рис. 6.16. Схема размещения термопары в корпусе пуансона технологического узла (а) и принцип перерасчета температуры, измеряемой датчиком в пуансоне, на температуры, действующие в реакционной ячейке контейнера (б)

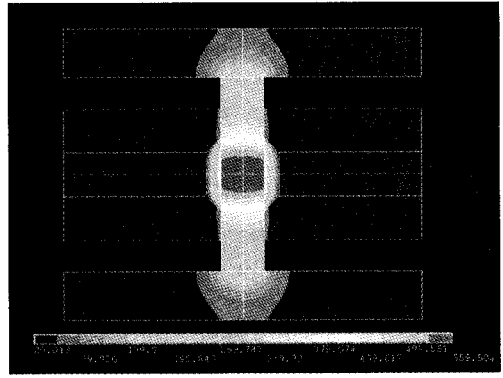
Такая схема содержит минимальное количество элементов, электрические параметры которых в процессе спекания изменяются, и обеспечивает измерение текущего электросопротивления заготовки в ходе спекания с высокой точностью. Значение усадки определяется по величине перемещения плиты пресса с помощью датчика линейного перемещения «Digico 10», который обеспечивает измерение с погрешностью не более 1 мкм.



На рис. 6.17 приведен пример динамики изменения распределения температуры в компонентах технологического узла в процессе электроспекания КАМ, полученных в результате решения нестационарной задачи теплопроводности [305, 306].



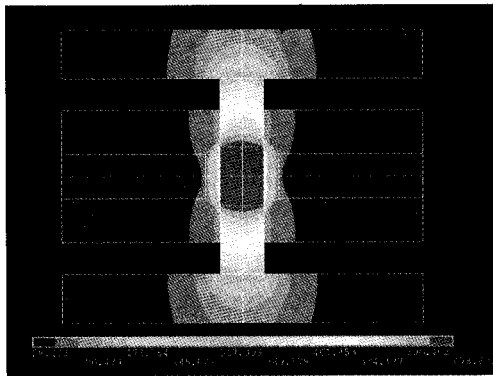
*a*



*б*

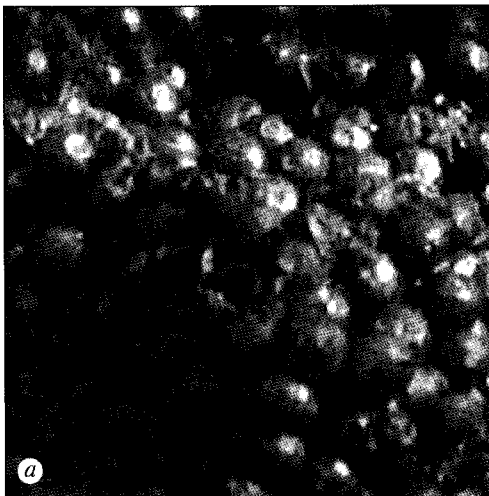
Рис. 6.17. Моделирование динамики изменения температурного поля в компонентах технологического узла в процессе ИЭСД:

*a* — 0,8 с; *б* — 5 с; *в* — 20 с

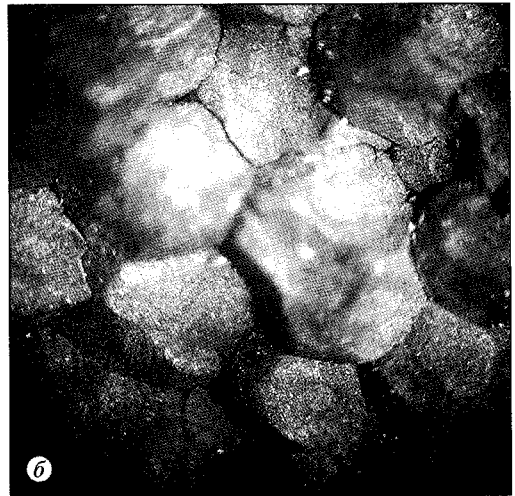


*в*

Рис. 6.18. Пример кинетики консолидации гранул релита  $W_2C$  диаметром 0,8...1,0 мм в процессе ИЭСД (при 5 В,  $I = 1,7$  кА,  $P = 360$  МПа): *a* — усадка за 8 с, *б* — за 15 с



*a*



*б*

Потенциальные возможности разработанного метода визуально продемонстрированы на рис. 6.18, на котором показана интенсивность консолидации сферических гранул релита ( $W_2C$ ) диаметром 0,8...1,0 мм за 15 с нагрева под давлением 360 МПа.

### 6.3.3. Система мониторинга параметров процесса электроспекания

С учетом быстротечности процесса ИСЭД и необходимости измерения и регистрации большого объема цифровой информации была разработана система компьютерного мониторинга этого процесса [307]. Структурно эта система состоит из аппаратной и программной частей. К первой принадлежат блок предварительного преобразования сигналов (БППС), блок аналогово-цифрового преобразователя (АЦП), блок конвертора интерфейса (БКИ), датчик перемещений, тиристорный регулятор и компьютер.

Основная задача блока предварительного преобразования сигналов — преобразование изменяемых сигналов напряжения и силы тока их действительными значениями и передача последних в блок АЦП. Блок АЦП реализован на базе восьмиканального аналогово-цифрового преобразователя *i-7018* фирмы ICP DAC. Этот модуль принадлежит к классу систем с последовательным интерфейсом. Блок АЦП преобразует измеряемые аналоговые сигналы, полученные от БППС, в цифровой код и направляет их в блок конвертора интерфейса, который в свою очередь по интерфейсу RS-232 отправляет сигналы в компьютер.

Тестирование системы мониторинга проводилось на сформированных холодным прессованием брикетах порошка кобальта и КАМ. Проведена серия экспериментов с входным напряжением на трансформаторе (рис. 6.19)  $2,4 \pm 0,01$  и  $3,2 \pm 0,01$  В. Образцы имели цилиндрическую форму диаметром  $9 \pm 0,05$  мм и высотой  $11 \pm 0,05$  мм. Получены зависимости изменения технологических пара-

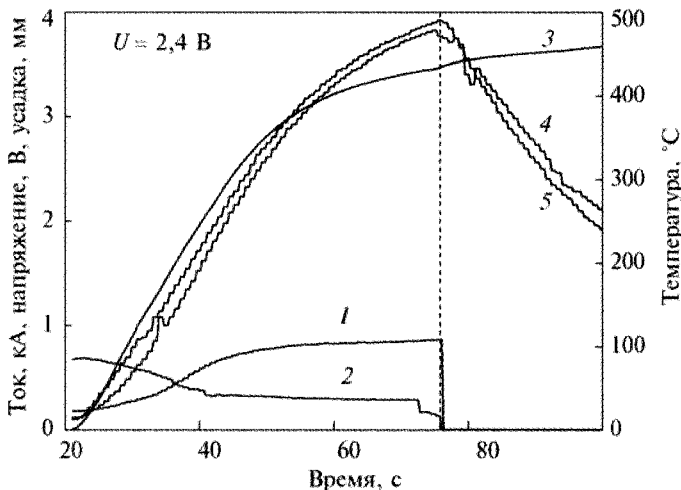


Рис. 6.19. Временные зависимости силы тока, кА (1), напряжения, В (2), усадки, мм (3) и температуры (4 —  $T_1$ , 5 —  $T_2$ ) при спекании образца кобальта

метров для ряда значений напряжения на трансформаторе и давления во времени (см. рис. 6.19). Для проверки адекватности измерений, осуществляемых системой компьютерного мониторинга, напряжение, сила тока и температура независимо фиксировались прямыми измерениями.

На основании сравнения результатов прямых измерений и данных, полученных системой компьютерного мониторинга, установлены погрешности измерений напряжения в пределах 3 %, силы тока — 3,2 % и температуры — 5 % соответственно. Датчик линейных перемещений «Digico 10» обеспечивал измерение усадки с точностью до  $\pm 0,001$  мм. Дискретность измерений по времени для всех параметров составляла 0,5 с.

## **6.4. КИНЕТИКА ПРОЦЕССА И ОСНОВНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ИНТЕНСИВНОГО ЭЛЕКТРОСПЕКАНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ**

### **6.4.1. Кинетика процесса ИЭСД**

На рис. 6.20 показаны полученные временные зависимости параметров интенсивного электроспекания при спекании брикетов порошка кобальта под давлением до 500 МПа. В режиме реального времени измеряли силу тока, напряжение, усадку и температуру в обоих пуансонах, а мощность и электросопротивление рассчитывали. Перечисленные производные параметры очень важны, поскольку первый характеризует энергоемкость процесса и интенсивность нагрева, а второй является структурно-чувствительным параметром и указывает на степень консолидации образца.

На основании приведенных данных можно сделать следующие выводы. Во-первых, очевидно наличие двух стадий спекания с существенно разным характером изменения параметров во времени и, во-вторых, имеет место стремительное падение электросопротивления образца на начальной стадии спекания, когда усадка еще далека от завершения (пористость более 20 %), а температура не превышает 250...300 °С (см. рис. 6.20). При этом электросопротивление ячейки (см. рис. 6.20, б) уменьшается только на порядок, а электросопротивление брикета, которое определяют по измеряемым текущим значениям напряжения и силы тока, проходящих через брикет (см. рис. 6.20, а), и которое отражает процесс консолидации компонентов структуры образца с образованием сплошного каркаса, — на два порядка. Уменьшение электросопротивления брикета обусловлено разрушением оксидных пленок на поверхностях частичек порошка кобальта и частичным преобразованием межчастичных контактов в межзеренные границы. Начало второго этапа совпадает во времени с завершением перехода гранулированной структуры в каркасно-матричную, после чего напряжение, сила тока и мощность стабилизируются, а скорость нагрева и усадки существенно снижается.

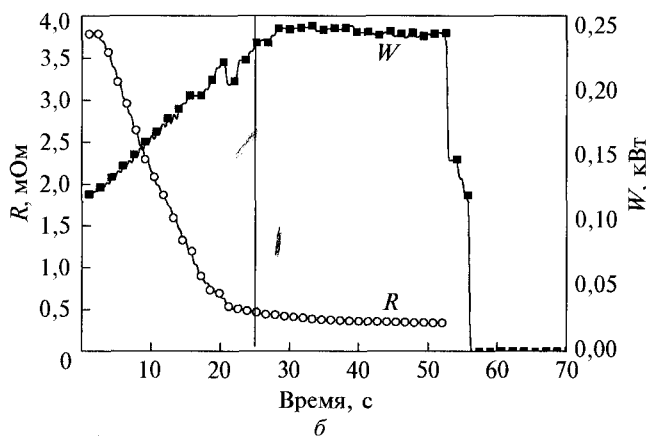
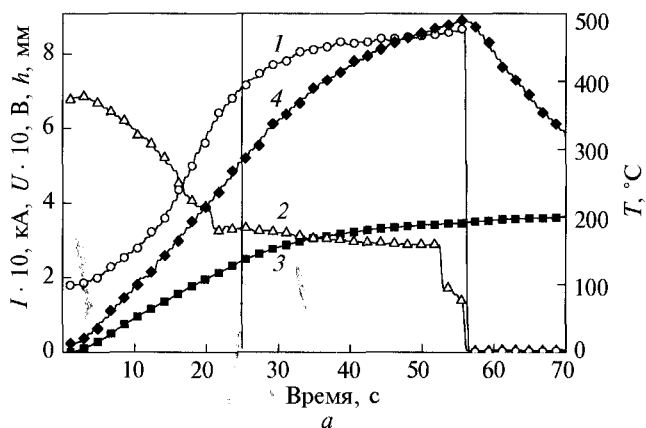
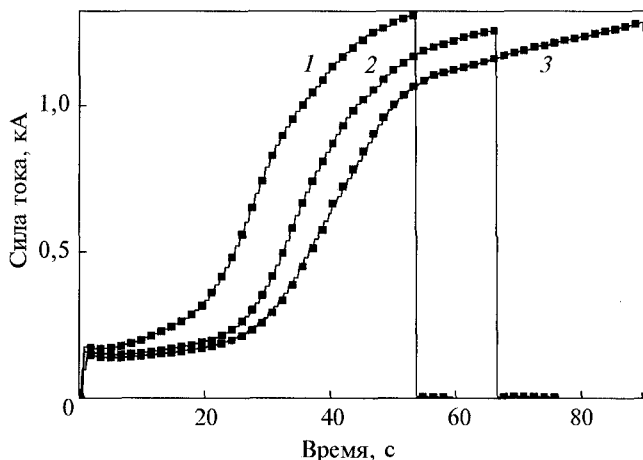


Рис. 6.20. Зависимость изменения: а — силы тока, кА ( $I$ ), напряжения, В ( $U$ ), усадки, мм ( $h$ ) и температуры, °С ( $T$ ); б — мощности, кВт ( $W$ ) и сопротивления, МОм ( $R$ ) в процессе спекания от времени (вертикальные линии обозначают начало второго этапа спекания)

Рис. 6.21. Влияние давления на изменение силы тока во времени: 1 —  $P = 300$  МПа, 2 — 250 МПа, 3 — 200 МПа



На рис. 6.21 и 6.22 приведены результаты оценки влияния технологических параметров, в частности давления и силы тока, на кинетику процесса ИЭСД для приложенного давления 150...300 МПа при  $U_0 = 2,8$  В. Заготовки КАМ

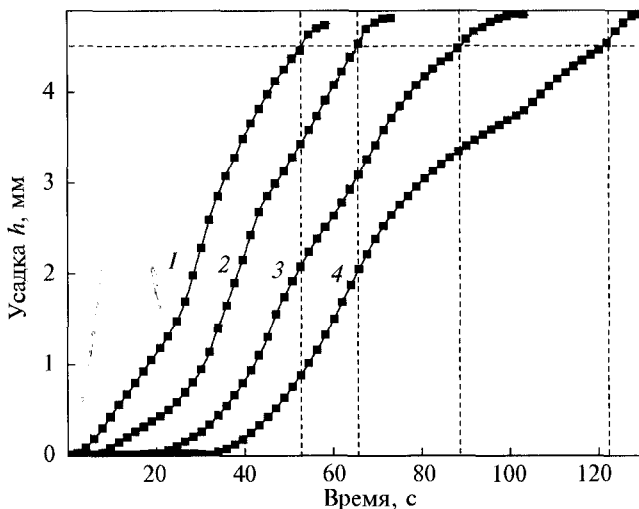


Рис. 6.22. Влияние давления на процесс усадки во времени: 1 —  $P = 300$  МПа, 2 — 250 МПа, 3 — 200 МПа, 4 — 150 МПа

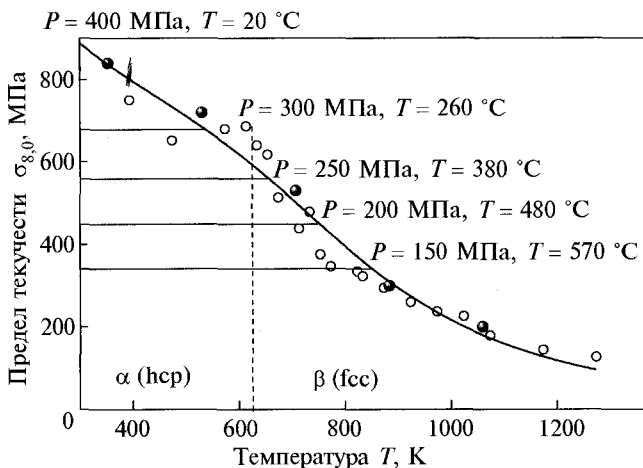


Рис. 6.23. Температурная зависимость предела текучести кобальта [119]

с условной концентрацией алмаза 75 % ( $C_1 = 0,187$ ) сформованы холодным прессованием в закрытой пресс-форме давлением  $P_0 = 500$  МПа, что значительно превышает давление при спекании. Как видно из рисунков, давление существенно влияет на ход процесса; в частности, из рис. 6.22 следует, что имеет место временная задержка начала пластического течения и обусловленных ею усадки и уплотнения. При этом временная задержка увеличивается по мере увеличения  $P_0 - P$  и определяется моментом, когда в результате нагрева предел текучести кобальта уменьшится настолько, чтобы для пористого КАМ выполнялось условие макропластичности. Так, для  $P = 150$  МПа такая задержка составляет более 30 с, тогда как для  $P = 300$  МПа — около 3 с.

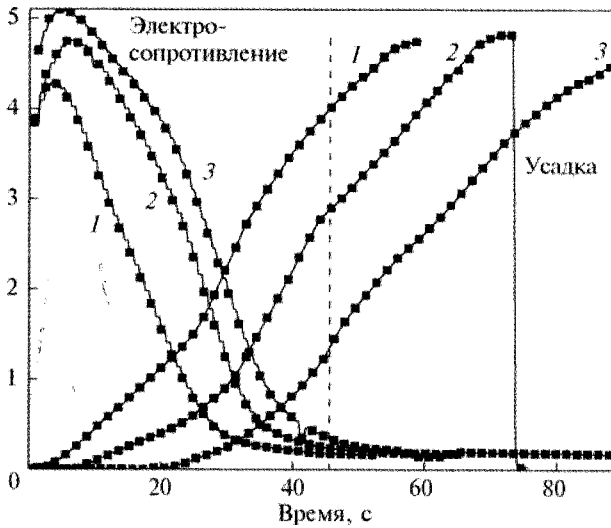


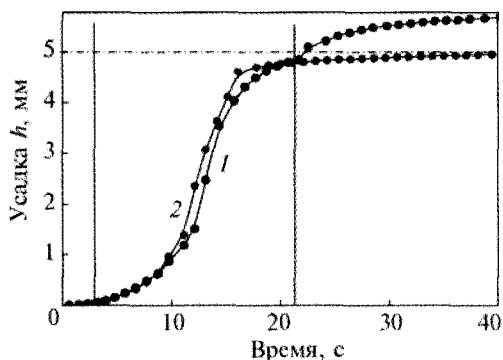
Рис. 6.24. Влияние приложенного давления на изменение процесса усадки и соответствующего ей электросопротивления: 1 —  $P = 300$  МПа, 2 — 250 МПа, 3 — 200 МПа

Пороговый характер процесса является характерным признаком пластической деформации. Указанное явление поясняет приведенная на рис. 6.23 температурная зависимость предела текучести кобальта [119, 307].

Учитывая изложенное, с помощью сопоставления экспериментальных данных с показаниями термопары системы мониторинга можно определять температурную зависимость предела текучести пористого КАМ. Кроме непосредственного влияния на пластическое деформирование пористого образца, давление оказывает влияние на его электропроводность и контактное сопротивление. Увеличение давления уменьшает сопротивление, тем самым обуславливая увеличение силы тока, мощности тепловых источников и, как следствие, интенсивности нагрева. Температура влияет на скорость усадки и консолидации, которая приводит к дальнейшему уменьшению электросопротивления брикета и увеличение силы тока уже на начальной стадии спекания. Интенсивность этих процессов, как и усадки, зависит от приложенного давления. Так, из рис. 6.24 видно, что хотя в момент времени  $t = 45$  с сравниваемые образцы находятся на разных стадиях уплотнения, их электросопротивление практически одинаково (впрочем, минимальное для образца, спекаемого под максимальным давлением).

Сила тока также существенно влияет на ход процесса спекания. Показательно сравнение данных, полученных при спекании КАМ при одинаковом давлении, но разной мощности нагрева. Влияние приложенного напряжения также очень существенно. При увеличении напряжения  $U_0$  от 2,4 до 3,2 В продолжительность усадки сокращается более чем в два раза. К тому же на кривых усадки хорошо видно характерные точки, которые соответствуют изменению физического механизма уплотнения. На рис. 6.22, 6.24, 6.25 вертикальные линии фиксируют момент завершения формирования каркасной

Рис. 6.25. Влияние КТР на процесс усадки брикета во времени: 1 — усадка по dilatометру, 2 — с учетом нагрева и охлаждения ячейки



структуры и связанного с этим стремительного падения электросопротивления брикета. Дальнейшее уменьшение электросопротивления брикета обусловлено, главным образом, его уплотнением, т. е. уменьшением пористости. Из рис. 6.23 также хорошо видно, что стадии уплотнения совпадают с моментом изменения характера кривых усадки.

Таким образом, определяющим механизмом уплотнения и формирования микроструктуры при интенсивном электроспекании под давлением является термоактивированная пластическая деформация.

## 6.5. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ИНТЕНСИВНОГО ЭЛЕКТРОСПЕКАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТВЕРДОСПЛАВНЫХ СВЯЗОК И КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ НА ИХ ОСНОВЕ

Предварительным этапом при отработке режимов спекания КАМ было изучение влияния параметров процесса спекания на физико-механические и электрофизические свойства спекаемой твердосплавной матрицы. Анализировали изменение свойств и структуры образцов твердых сплавов ВК6ОМ и ВК15 в зависимости от энергии спекания и напряжения холостого хода.

### 6.5.1. Свойства сплава ВК6ОМ, спеченного ИЭСД

Как показали результаты металлографических исследований структуры сплава ВК6ОМ, спеченного при энергии 20 кДж и напряжении холостого хода 4,5 В, указанные параметры обеспечивают получение беспористого материала, в структуре которого средний размер зерен карбида вольфрама не превышает 0,6...0,7 мкм, а толщина кобальтовых прослоек порядка 0,1 мкм [268]. В силу высокой скорости нагрева при спекании данный метод спекания формирует структуру твердого сплава с почти вдвое меньшим размером зерна карбида вольфрама, чем у аналогичных серийных сплавов, спеченных по обычной технологии восстановительного изотермического спекания. Сплавы с более мелким зерном WC имеют более тонкие прослойки кобальтовой фазы,

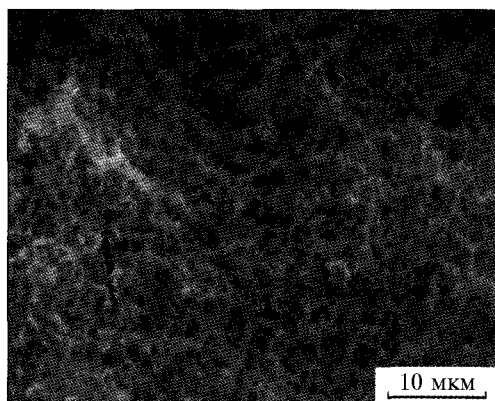


Рис. 6.26. Структура твердого сплава ВК60М, спеченного ИЭСД

что способствует формированию в них очень высоких остаточных термических напряжений растяжения (рис. 6.26). Это подтверждают высокие показатели коэрцитивной силы образцов 26,5...28,0 кА/м. Такая микроструктура сплавов обеспечивает изделиям высокую твердость  $HV = 19,5...20,4$  ГПа.

Однако, как показали испытания на сжатие ( $R_{cd} = 1620$  МПа), эти сплавы обладают и более высокой хрупкостью.

Поэтому наличие любого дефекта незначительного размера в структуре материала под действием внешней нагрузки может вызвать развитие магистральной трещины. Как показали фрактографические исследования, в основном гладкая поверхность транскристаллитного разрушения образцов свидетельствует о быстром развитии трещины. Трещиностойкость этих сплавов, полученных при напряжении холостого хода 4,5 В и энергиях 18...22 кДж, находится в пределах  $6,7...8,2$  МПа  $\cdot$  м<sup>1/2</sup>.

На рис. 6.27 приведена зависимость удельного электросопротивления образцов из твердого сплава ВК60М от энергии спекания при разном напряжении холостого хода. Минимальное удельное электросопротивление достигается при напряжении 4,5...5,0 В и энергии 20...22 кДж. Отметим, что при напряжении холостого хода более 5 В во всех образцах наблюдалось образование трещин, расположенных преимущественно вдоль оси симметрии образцов. Из рис. 6.27 следует, что при малых напряжениях холостого хода (например, 3,5 В) практически невозможно качественно спечь образцы. Из-за рассеяния тепловой энергии в элементах и деталях оснастки спекаемый объем невозможно нагреть до требуемой температуры, кроме того, значительно увеличивается время процесса спекания, а значит, возрастает вероятность разупрочнения алмазов. Иными словами, все преимущества метода интенсивного электроспекания утрачиваются.

Изменение свойств кобальтовой связки и композита имеет одинаковую тенденцию. При увеличении температуры спекания увеличиваются плотность

Рис. 6.27. Зависимость удельного электросопротивления сплава ВК60М от энергии спекания при различном напряжении холостого хода (т — в трещине, о — в отслое)

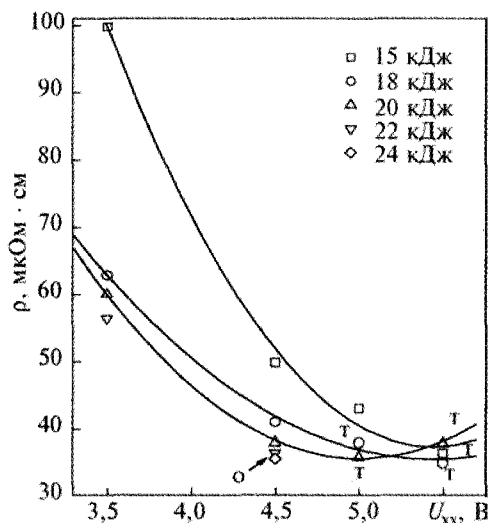




Рис. 6.28. Микроструктура кобальта, спеченного при энергии 14 кДж ( $\times 500$ )

и твердость материалов, снижается их удельное электросопротивление, повышается теплопроводность. Минимальное удельное электросопротивление спеченного образца кобальта составило  $8,96 \text{ мкОм} \cdot \text{см}$  (справочное значение удельного электросопротивления чистого беспористого кобальта  $6,34 \text{ мкОм} \cdot \text{см}$ ) [308, 309]. Полученные более высокие значения удельного электросопротивления объясняются



наличием остаточной пористости спеченных материалов. Максимальная теплопроводность спеченного кобальта составляет  $91...92 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$  и практически соответствует справочному значению  $96 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$  [310]. Пористость материалов, полученных в температурном диапазоне нагрева  $770...820 \text{ }^\circ\text{C}$ , составляет около 3 %.

Образцы кобальта после спекания при температуре  $780 \text{ }^\circ\text{C}$  остаются, как и до спекания, многофазным материалом. Кроме линий  $\alpha$ - и  $\beta$ -Co, на рентгенограммах образцов отмечены также линии, которые можно идентифицировать как отражения от  $\text{Co}_2\text{O}_3$ . Оксид кобальта CoO, имеющийся в исходных брикетах, после спекания отсутствует.

Металлографические исследования спеченных образцов показали, что структура материала связки характеризуется в основном уплощенными зернами кобальта, расположенными перпендикулярно направлению приложения давления, которые содержат внутренние границы (рис. 6.28). Границы зерен обладают повышенной травимостью, что указывает на их значительную дефектность.

### 6.5.2. Особенности структуры и свойств сплава ВК60М-Cu, спеченного методом интенсивного электроспекания

Известно, что для оснащения буровых долот, калибраторов, расширителей и фрезеров применяются вставки из композиционных алмазосодержащих материалов типа твесал или «Славутич», которые традиционно изготавливают методом горячего прессования в графитовых пресс-формах при температуре до  $1430 \text{ }^\circ\text{C}$ . Они состоят из связки на основе твердых сплавов вольфрамокобальтовой группы и, соответственно, синтетических либо природных алмазов зернистостью до  $1000 \text{ мкм}$ . Применение метода интенсивного электроспекания при повышенном давлении [38, 302] обеспечивает снижение негативного влияния высокой температуры за счет существенного сокращения времени спекания и обеспечения условий гидростатического сжатия в пресс-форме, позволяющих сохранить исходные свойства алмаза.

В ИСМ НАНУ были проведены исследования свойств матричных материалов, полученных на основе твердого сплава ВК60М с добавками меди методом интенсивного электроспекания под давлением. Установлено, что ско-

ротечность протекания процесса и приложение повышенного давления при спекании определяют особенности структуры и свойств материалов. Так, в силу высокой скорости нагрева формируется структура сплава ВК60М с более мелким (почти в два раза) размером зерен WC (0,6...0,7 мкм), чем у сплавов, получаемых горячим прессованием либо свободным спеканием. Сплавы ВК60М имеют крайне малую толщину кобальтовых прослоек (около 0,1 мкм), отличаются высокими термическими напряжениями. Как отмечалось выше, эти сплавы имеют высокую твердость, но из-за высокой хрупкости у них низкие показатели прочности на сжатие ( $R_{cd} = 1620$  МПа) [119], поэтому использовать их в буровом инструменте не представляется возможным.

С целью снижения остаточных напряжений и температуры спекания КАМ до температуры, ниже  $1200^\circ\text{C}$ , проведены исследования по спеканию матричного материала ВК60М + Cu (16,7 % (мас. доля)). Установлено, что основными параметрами, определяющими динамику процесса нагрева и спекания, а следовательно, и свойства спеченных материалов, являются удельная энергия спекания, интенсивность ее ввода в реакционный объем, прилагаемое при спекании давление. На рис. 6.29—6.31 приведены зависимости пористости, удельного электросопротивления и коэрцитивной силы от перечисленных технологических параметров при давлении спекания 90 и 112,5 МПа.

Структура полученного сплава представляет собой равномерное распределение зерен WC, а также кобальтовых прослоек и меди. Рентгенографическими исследованиями новых фаз, кроме исходных, не обнаружено. С увеличением интенсивности ввода энергии возрастает коэрцитивная сила, что косвенно указывает на увеличение внутренних напряжений в сплавах, возникающих из-за

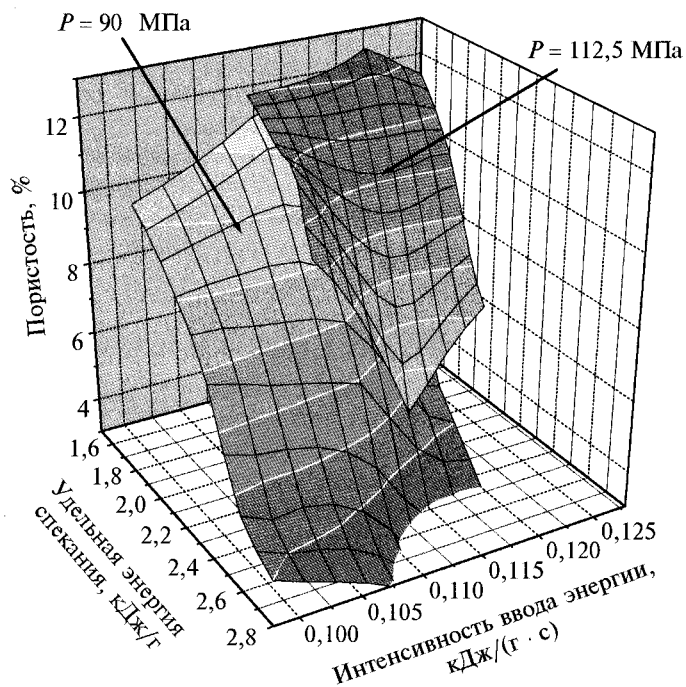


Рис. 6.29. Зависимость пористости матричного материала ВК60М + Cu от удельной энергии спекания и интенсивности ее ввода

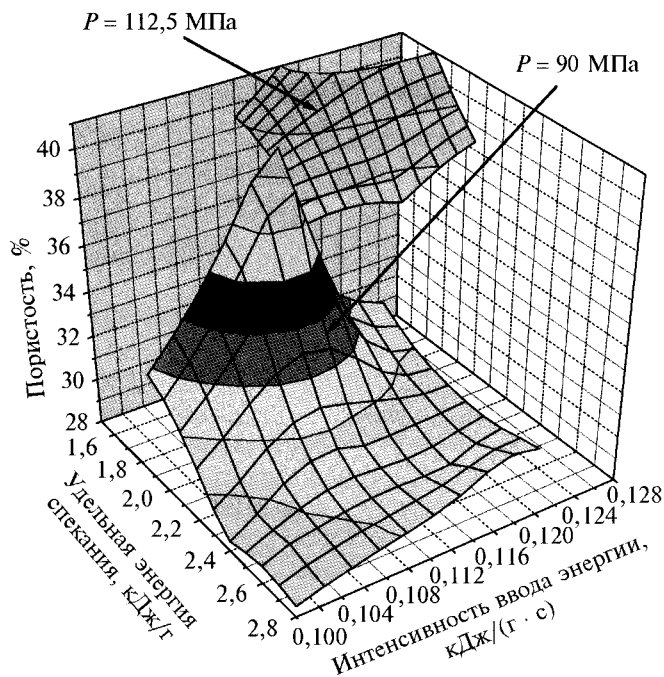


Рис. 6.30. Зависимость удельного электросопротивления матричного материала ВК60М + Си от удельной энергии спекания и интенсивности ее ввода

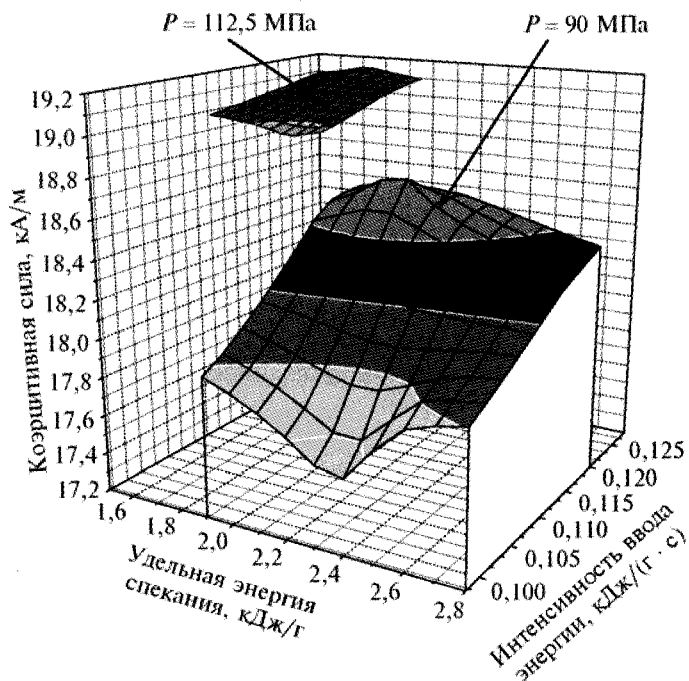


Рис. 6.31. Зависимость коэрцитивной силы сплава ВК60М + Си от удельной энергии спекания и интенсивности ее ввода

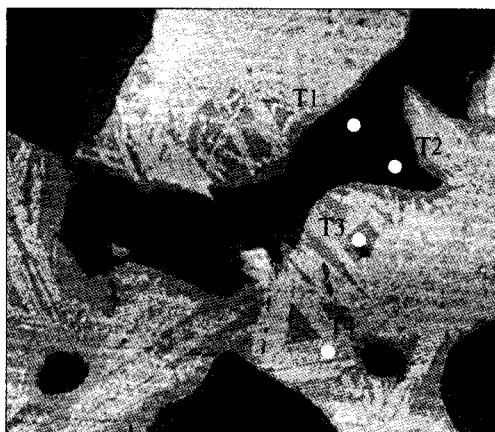


Рис. 6.32. Структура сплава ВК60М-Cu-Ti ( $\times 100$ )

несоответствия термомеханических свойств его составляющих и повышения градиента температур в реакционном объеме. Определена оптимальная интенсивность ввода удельной энергии спекания материала. Она не должна превышать  $0,11 \text{ кДж}/(\text{г} \cdot \text{с})$ . Установлено, что более высокие давления при спекании приводят к увеличению напряженного состояния материала. Оптимальное давление при спекании составляет  $90 \text{ МПа}$ , при

этом продолжительность процесса спекания находится в диапазоне  $17...18 \text{ с}$ .

Перспективным для создания матриц композитов для породоразрушающего инструмента является сплав ВК60М + Cu с добавками Ti. Матрицы КАМ на основе сплавов ВК60М-Cu-Ti вследствие наличия титана обеспечивают более высокое алмазоудержание, а большое количество пластичной фазы (Cu и Ti) — более низкий уровень остаточных напряжений. Рентгенографический анализ показал, что помимо свободной меди в результате спекания образуются интерметаллические соединения  $\text{CuTi}$ ,  $\text{Cu}_3\text{Ti}$  и  $\text{CuTi}_3$  (свободный титан отсутствует). При увеличении энергии и скорости ее ввода образуется большее количество фазы  $\text{CuTi}_3$ , повышается твердость матрицы. При малых энергиях и скоростях ввода образуются только интерметаллиды  $\text{CuTi}$ . Более светлые фазы, показанные на рис. 6.32, соответствуют более высокому содержанию меди ( $42,3 \text{ \% Ti}$  и  $57,7 \text{ \% Cu}$  (мас. доля)).

В табл. 6.5 приведены некоторые свойства материалов матриц КАМ для породоразрушающих инструментов, полученные методом интенсивного электроспекания при повышенном давлении ( $240 \text{ МПа}$ ) и более высокой скорости ввода энергии в реакционный объем. При увеличении содержания меди в сплаве ВК60М + Cu уменьшаются удельное электросопротивление и коэрцитивная сила. Управляя параметрами процесса спекания, можно в значительной степени изменять твердость сплава выбранного состава.

Проведенные исследования показали, что методом интенсивного электроспекания при повышенном давлении можно получить матричные материалы на основе твердого сплава ВК60М с добавками меди и титана при температуре спекания ниже температуры разупрочнения АКТМ (выплавления меди в образцах не наблюдалось). В частности, сплав ВК60М + Cu имеет равномерное распределение свойств по объему и следующие характеристики: твердость  $\text{HV} = 10...11 \text{ ГПа}$ ; пористость  $0...3 \text{ \%}$ ; коэрцитивная сила  $17,7...18,4 \text{ кА/м}$ ; удельное электросопротивление  $26,8...32,0 \text{ мкОм} \cdot \text{см}$ .

Полученная твердость материала соответствует требованиям, предъявляемым к матрицам бурового инструмента, а относительно низкая температура спекания позволяет создавать на его основе КАМ для использования в породоразрушающих инструментах.

Таблица 6.5. Параметры структуры и свойства электроспеченного мелкозернистого твердого сплава ВК6ОМ с добавками меди и титана [268]

Материал матриц, % (мас. доля)	Удельная энергия спекания, кДж/г	Средняя скорость ввода энергии, кДж/(г · с)	Твердость, НРА	Коэффициентная сила $H_c$ , кА/м	Удельное электросопротивление, мкОм · см
100 % ВК6ОМ	2,3	0,21	84...91	27,0...29,0	40,0...50,0
	2,6	0,22	87...93	30,0...31,0	35,0...40,0
90,9 % ВК6ОМ + + 9,1 % Cu	1,8	0,22	73...80	17,9...18,3	50,0...56,0
	2,0	0,28	77...83	18,1...18,2	40,0...45,0
	2,4	0,31	85...88	19,1...19,2	32,0...35,0
83,3 % ВК6ОМ + + 16,7 % Cu	1,4	0,14	74...82	17,6...18,4	28,6...36,9
	1,8	0,14	77...87	18,0...18,1	29,2...35,0
	2,4	0,16	66...79	17,7...18,5	26,8...36,0
	1,6	0,21	87...91	19,4...19,6	38,3...50,0
62 % ВК6ОМ + + 18 % Ti + 20 % Cu	1,7	0,17	73...87	—	49,0...65,0
	1,7	0,23	81...88	—	42,0...43,0
	1,8	0,22	84...86	14,3...14,5	42,0...43,0
	2,1	0,24	83...88	—	36,0...50,0

На рис. 6.33—6.35 приведены зависимости пористости, удельного электросопротивления и коэффциентной силы от перечисленных технологических параметров давления при спекании 150 и 190 МПа.

Из-за неравномерности температурного поля в реакционном объеме, как правило, температура в центре симметрии ячейки выше, чем со стороны пуансонов, поэтому спекаемые образцы имеют неравномерные по объему свойства. Это подтверждается и измерением их удельного электросопротивления (см. рис. 6.34).

Из рис. 6.34 следует, что при напряжении холостого хода 4 В для качественного спекания образцов необходима энергия 2,4...2,6 кДж/г. А для получения минимальных значений удельного электросопротивления процесс необходимо проводить при минимальной интенсивности ввода энергии. При этом увеличивается требуемая удельная энергия и соответственно время спекания. Образцы, полученные при более высоком давлении при спекании, имеют большее удельное электросопротивление. Очевидно, это связано с более высоким уровнем остаточных технологических напряжений. Приложение более высокого давления при спекании увеличивает остаточные напряжения в компонентах материала.

Неравномерность температурного поля в реакционном объеме влияет на показатели твердости спеченных сплавов (рис. 6.36). Так, твердость со стороны плоскости симметрии ячейки, как правило, выше, чем со стороны пуансонов. При удельной энергии спекания в пределах 2,6...2,8 кДж/г они становятся практически одинаковыми.

Как указывалось ранее, структура полученного сплава представляет собой равномерное распределение зерен WC, а также кобальтовых прослоек и меди. Рентгенографическими исследованиями образцов, полученных в указанном диапазоне параметров процесса спекания, новых фаз, кроме исходных, не было обнаружено. Однако, если процесс спекания проводить при больших

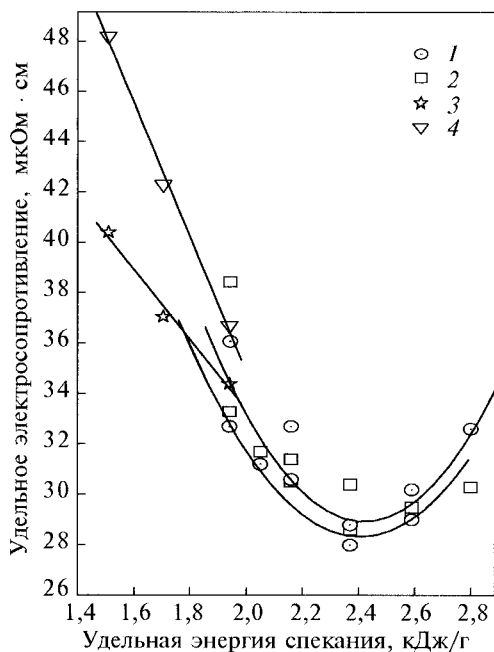
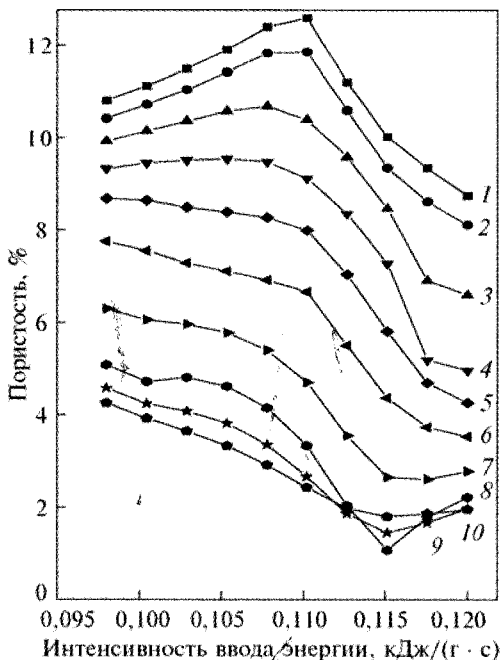


Рис. 6.33. Зависимость пористости связки ВК6ОМ-Си от удельной энергии спекания и интенсивности ее введения в реакционный объем при давлении спекания 150 МПа (1 — 1,9 кДж/г, 2 — 2,0 кДж/г, 3 — 2,1 кДж/г, 4 — 2,2 кДж/г, 5 — 2,3 кДж/г, 6 — 2,4 кДж/г, 7 — 2,5 кДж/г, 8 — 2,6 кДж/г, 9 — 2,7 кДж/г, 10 — 2,8 кДж/г)

Рис. 6.34. Зависимость удельного электросопротивления матричного материала ВК6ОМ-Си от удельной энергии спекания (1 — со стороны пуансонов, 2 — со стороны центра симметрии ячейки, 3 — давление при спекании 90 МПа, 4 — давление при спекании 112,5 МПа;  $U_{\text{кк}} = 4$  В)

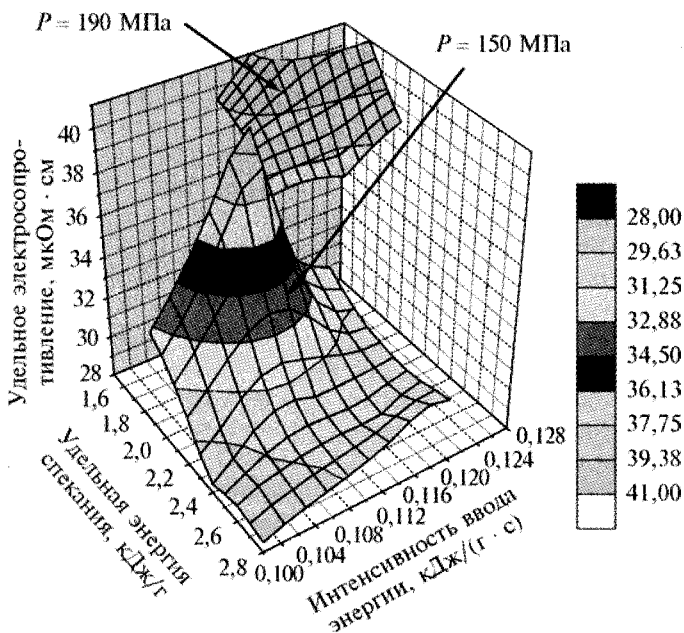


Рис. 6.35. Зависимость удельного электросопротивления матричного материала ВК6ОМ-Си от удельной энергии спекания и интенсивности ее ввода

Рис. 6.36. Зависимость твердости матричного материала ВК6ОМ + Сu от удельной энергии спекания (1 — со стороны пуансонов, 2 — со стороны плоскости симметрии ячейки;  $P_{\text{спек}} = 150 \text{ МПа}$ ,  $U_{\text{хх}} = 4 \text{ В}$ )

интенсивностях энергии ввода в реакционный объем, можно обнаружить присутствие фазы  $W_2C$ . Так, в табл. 6.6 представлены результаты рентгенографических исследований образцов, полученных при средней интенсивности ввода энергии  $0,235 \text{ кДж}/(\text{г} \cdot \text{с})$  и давлении  $300 \text{ МПа}$  при удельной энергии спекания  $2,0$  и  $2,3 \text{ кДж}/\text{г}$ .

Образцы, полученные при удельной энергии  $2,3 \text{ кДж}/\text{г}$ , имели высокую твердость (до  $86 \text{ НРА}$  со стороны центра симметрии ячейки), но отличались высокой неравномерностью свойств по объему, большой хрупкостью. Твердость по Виккерсу образцов, полученных при удельной энергии  $2,3 \text{ кДж}/\text{г}$ , составляла  $10,3 \text{ ГПа}$ , а для образцов, полученных при  $2,0 \text{ кДж}/\text{г}$ , —  $8,3 \text{ ГПа}$ . Значительное различие в твердости образцов объясняется наличием фазы  $W_2C$ .

На основании проведенных исследований определена оптимальная интенсивность ввода удельной энергии спекания материала, которая не должна превышать  $0,11 \text{ кДж}/(\text{г} \cdot \text{с})$ . Повышение давления при спекании ведет к увеличению уровня остаточных напряжений в материале. Его оптимальное значение при спекании составляет  $90 \text{ МПа}$ , при этом продолжительность процесса спекания находится в диапазоне  $17...18 \text{ с}$ .

Проведенные исследования показали, что методом интенсивного электроспекания при повышенном давлении можно получать матричные материалы на основе твердого сплава ВК6ОМ с добавками меди, меди и титана при температуре спекания ниже температуры разупрочнения алмаза (выплавления меди в образцах не наблюдалось).

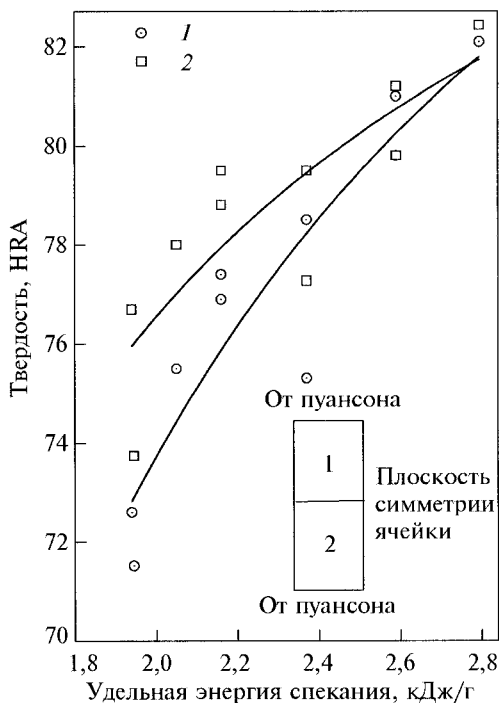


Таблица 6.6. Состав матричного материала ВК6ОМ-Сu, полученного при интенсивности ввода энергии  $0,235 \text{ кДж}/(\text{г} \cdot \text{с})$

Удельная энергия спекания	Время спекания	Содержание фаз, %		
		WC	$W_2C$	Cu
2,0 кДж/г	8,4 с	82	—	18
2,3 кДж/г	9,7 с	5,5	86,5	8

### 6.5.3. Свойства твердого сплава ВК15, спеченного ИЭСД

Структура спеченного по оптимальным параметрам процесса интенсивного электроспекания сплава ВК15 приведена на рис. 6.37.

Результаты металлографических исследований образцов твердого сплава ВК15, спеченных при различных режимах, показывают (табл. 6.7), что увеличение энергии спекания  $E$  приводит к формированию более мелкозернистой структуры. Так, увеличение энергии от 20 до 24 кДж при прочих равных параметрах процесса спекания приводит к уменьшению средней величины зерен карбида вольфрама ( $\overline{d_{wc}}$ ) от 2,4 до 1,9 мкм. Соответственно этому уменьшается толщина кобальтовых прослоек, что подтверждается и увеличением коэрцитивной силы. При этом коэрцитивная сила сплава ВК15 (см. табл. 6.7), полученного методом интенсивного электроспекания, в 1,5 раза больше, чем для сплавов ВК15, полученных по широко применяемой технологии свободного спекания.

Поскольку коэрцитивная сила является качественным показателем состояния кобальтовой фазы, в первую очередь — ее напряженного состояния, то такое значительное увеличение коэрцитивной силы связано с более высоким уровнем напряжений в кобальтовой фазе за счет высокой скорости спекания. В то же время высокий уровень коэрцитивной силы может быть связан и с образованием в спеченном изделии некоторого количества оксидов кобальта. Вследствие этого твердые сплавы, особенно с высоким содержанием кобальта (для сплава ВК15-24 % Со (об. доля)), при хранении подвержены быстрому окислению, а интенсивное спекание, протекающее в воздушной среде, препятствует восстановлению оксидов при спекании.

Отличительной особенностью полученных сплавов является и специфическая форма зерен карбида вольфрама, для которых характерно отсутствие правильной огранки, округлость и некоторая волнистость границ. Все это является следствием высокоскоростного формирования структуры (продолжительность спекания составляет всего несколько секунд), поэтому невозможно осуществить полную перекристаллизацию зерен карбида вольфрама через жидкую фазу, которая характерна для общепринятого металллокерамического производства твердых сплавов. Несмотря на высокий уровень коэрцитивной силы сплавов ВК15, их твердость не достигает твердости сплава ВК15, спеченного по обычно принятой технологии. Однако при спекании сплавов при энергиях 24...28 кДж твердость их центральной части близка к твердости сплава ВК15, спеченного по обычной технологии. Края спеченных изделий имеют твердость на 20 % ниже, чем твердость их центральной части.

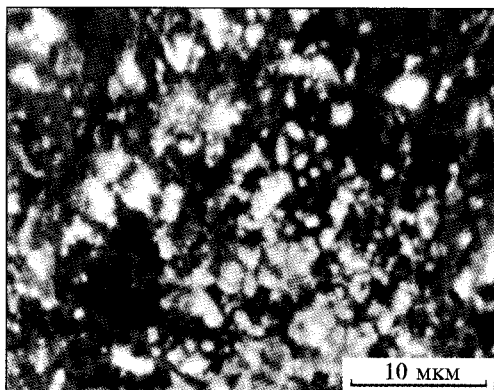


Рис. 6.37. Структура твердого сплава ВК15 (изображение в фазовом контрасте,  $\times 2400$ )



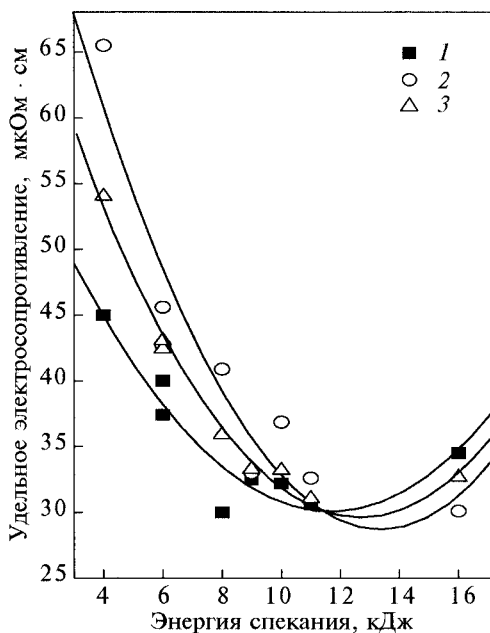
Таблица 6.7. Свойства твердого сплава ВК15 и КАМ на его основе, спеченные ИЭСД [268]

Напряже- ние $U$ , В	Энергия $E$ , кДж	Время спекания, с	Коэффи- циентная сила $H_c$ , КА/м	Твердость, НРА			Удельное электро- сопротивление, мкОм · см	
				Алмазо- носный слой	Подложка	Край подложки	Алмазо- носный слой	Подложка
4,5	22	7,2	11,3 11,1		85...87	84...87	26,8 26,4	60...70 63
4,5	22	7,3	11,1 11,2		76...77 60...73	63...80 59...87	55 52,3	39,1
4,5	24	8,1	11,0 11,2	82...84	89	81...86	27,1 26,4	48,7 52,8
5	24	6,3	10,7	79	87...91	86...91	24,7	45,8
5	30	7,6	11,3	88...89	90...92	90...91	25,1	46,3
4,5	26		11,5 11,9		89...90 89...90	87...90 87...90	24,4 25,4	52 54,4
4,5	28		11,2 11,3		89...90	87...88	26 26,4	70 69,4
4,5	24		11,5 11,1	76	89...90 89...90	85...86 83...87	26,4 26,7	49,2 50,8

Испытания на сжатие изготовленных при данных режимах образцов из сплава ВК15 показали довольно малые значения прочности. Это, по-видимому, связано как с возможным присутствием в сплаве оксидов, образующихся по границам кобальтовой фазы, так и со структурными различиями центральных и периферийных частей изделия. С целью оптимизации режимов изготовления твердосплавных изделий из сплава ВК15 методом интенсивного электроспекания необходимо провести более детальные исследования с привлечением методов рентгенографии.

На рис. 6.38 приведена полученная зависимость удельного электросопротивления образцов из сплава ВК15 от энергии спекания. Напряжение холостого хода в этих экспериментах составляло 4 В. Из рисунка видно, что с увеличением энергии спекания удельное электросопротивление образцов уменьшается.

Рис. 6.38. Зависимость удельного электросопротивления образцов из твердого сплава ВК15 от энергии спекания: 1 — центральная часть, 2 — периферийная часть, 3 — среднее значение



Уменьшается также разность между значениями удельного электросопротивления образцов, измеренного в центральной части (по оси симметрии) и на периферии. При энергии 11 кДж эта разность становится нулевой, образцы будут равномерно спечены по объему, удельное электросопротивление около 30 мкОм · см. Дальнейшее увеличение энергии спекания приводит к повышению удельного электросопротивления прежде всего за счет образования дефектов (в том числе трещин) в спекаемом объеме. При таких значениях энергии твердость образцов максимальна.

#### 6.5.4. Структура и свойства КАМ, спеченных ИЭСД

Структура кобальтовой связки КАМ после спекания мало отличается от структуры модельных образцов связки. Однако присутствие алмазных зерен, выполняющих при сжатии материала роль дополнительных пуансонов, обеспечивает более плотную укладку материала при температуре спекания ниже оптимальной.

Например, при спекании образца кобальтовой связки при 670...720 °С его плотность составляет 91,2...93,4 % от теоретической, а при спекании КАМ при этой же температуре — 93,9...94,9 %. В то же время максимально достигнутая плотность образцов связки равна 97 %, а образцов КАМ — 95,5 % от теоретической.

На снимках микрошлифов КАМ (рис. 6.39) видно, что границы алмаза сохраняют свои очертания. Металлографические исследования, выполненные с помощью оптической и растровой электронной спектроскопии, показали, что не наблюдается зоны взаимодействия между алмазом и кобальтом. Зерна алмаза плотно обжаты связкой; это обусловлено наличием остаточных радиальных сжимающих напряжений.

На основании изложенного можно сделать вывод, что интенсивное спекание КАМ на кобальтовой связке способствует получению композиционного материала с неравновесной структурой связки, твердость которой достигает 100 HRB, и надежной фиксации в ней алмазных зерен, сохраняющих свои режущие свойства. Спеченный КАМ обладает высокими эксплуатационными характеристиками, что подтверждается испытаниями инструмента для шлифования природного камня.

В табл. 6.5—6.7 приведены данные, характеризующие свойства твердо-сплавных матриц, полученных интенсивным электроспеканием и свободным спеканием на основе сплава ВК60М

и ВК15, для КАМ, предназначенных для работы в буровом инструменте.

Металлографические исследования показали, что процесс интенсивного электроспекания при повышенном давлении брикетов твердого сплава ВК60М диаметром 10 мм при энер-

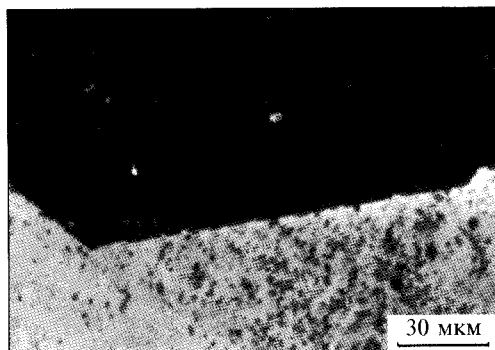


Рис. 6.39. Вид границ между алмазом марки АС65 200/160 и кобальтовой связкой в КАМ (энергия спекания 12 кДж, съемка в фазовом контрасте)

гии 20 кДж и напряжении холостого хода 4,5 В обеспечивает получение беспористого материала, в структуре которого средний размер зерен карбида вольфрама не превышает 0,6...0,7 мкм, а толщина кобальтовых прослоек составляет приблизительно 0,1 мкм. Вследствие высокой скорости нагрева при спекании формируется структура твердого сплава с более мелким (почти вдвое) зерном карбида вольфрама, чем у аналогичных сплавов, спеченных по технологии свободного спекания. Сплавы с более мелким зерном WC имеют и более тонкие прослойки кобальтовой фазы, что способствует формированию в них высоких остаточных термических напряжений растяжения. Это подтверждает большая коэрцитивная сила образцов (26,5...28,0 кА/м). Такая микроструктура сплавов обеспечивает изделиям высокие показатели твердости HV в интервале 19,5...20,4 ГПа.

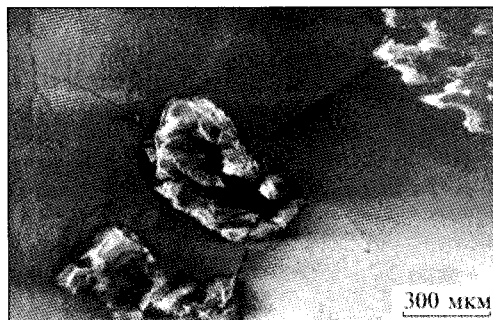
Однако образцы из данных сплавов обладают повышенной хрупкостью, и наличие любого дефекта в структуре материала под действием внешней нагрузки может вызвать зарождение трещины и служить причиной преждевременного разрушения, что и объясняет недостаточно высокую прочность при сжатии данного сплава (1620 МПа). Трещиностойкость образцов сплавов, спеченных при напряжении холостого хода 4,5 В и энергии 18...22 кДж, находится в пределах 6,7...8,2 МПа · м<sup>1/2</sup>.

Отметим, что коэрцитивная сила сплава BK15, полученного методом интенсивного электроспекания, в 1,5 раза больше, чем сплавов BK15, получаемых по широко применяемой технологии свободного спекания. Поскольку коэрцитивная сила является качественным показателем напряженного состояния кобальтовой фазы, то ее увеличение свидетельствует о том, что напряженное состояние кобальтовой фазы этих сплавов значительно выше. Это приводит к снижению прочности сплавов по сравнению со сплавами, полученными свободным спеканием.

Исходя из результатов проведенных исследований для КАМ на связках BK15 и BK60M, отметим, что в КАМ на связке BK15 и в КАМ на связке BK60M наблюдалось разрушение алмазов (рис. 6.40). Это связано с более высоким уровнем остаточных термических напряжений в этих композитах. В обоих случаях наблюдаются трещины по связующей фазе, причем их количество в КАМ на основе BK15 меньше, чем в КАМ на основе BK60M (см. рис. 6.40). Исследования показали, что для изготовления композитов, предназначенных для использования в буровом инструменте, по данной технологии желателен в качестве связки применять высококобальтовые твердые сплавы либо вводить пластифицирующие добавки, позволяющие снижать остаточные напряжения.

Технологические параметры проведения процесса (в первую очередь, прикладываемое при спекании давление, количество энергии и интенсивность (скорость) ее ввода в реакционный объем) определяют свойства и структуру спеченных материалов.

Рис. 6.40. Композиционный алмазосодержащий материал на связке BK60M, спеченный ИЭСД



В работе [268] приведены результаты исследования структуры и свойств сплава ВК6ОМ, полученного методом интенсивного спекания при повышенном давлении. Особенности свойств полученного сплава объясняются высоким уровнем остаточных напряжений и хорошо согласуются с результатами исследований других авторов. Также исследовано влияние электроимпульсной обработки на структуру и износостойкость спеченных твердых сплавов, действие электрического тока высокой плотности (более  $10^6$  А/м<sup>2</sup>) на повышение физико-механических и эксплуатационных характеристик твердых сплавов типа ВК и ТК. Исследование физико-механических характеристик показало, что для всех режимов электроимпульсной обработки твердых сплавов, которые приводят к повышению износостойкости, наблюдается увеличение удельного электросопротивления на 11...15 %, намагниченности насыщения — на 18...20 %, твердости — на 20...28 %, коэрцитивной силы — на 2...3 %, в до время как ударная вязкость и прочность на изгиб уменьшаются в среднем на 10...15 %. Магнитная проницаемость также уменьшается на 27...30 %. Изменение свойств твердых сплавов можно пояснить увеличением механических напряжений. При повышении износостойкости твердого сплава вдвое в результате электроимпульсной обработки уровень ориентированных микронапряжений увеличивается в 1,6 раза.

Таким образом, электрофизическая обработка может проводиться не только импульсами тока высокой плотности, но и пропусканьем через образец постоянного во времени электрического тока.

Помимо перечисленных факторов, на свойства твердых сплавов значительное влияние оказывает технология их получения. В работе [268] проведено сравнение свойств сплава ВК6, спекаемого различными методами. Анализ приведенных в этой работе данных показал, что более высокой прочностью обладают сплавы, полученные свободным спеканием и горячим прессованием. Скоростные виды спекания обуславливают меньшую прочность спеченных твердых сплавов, но обеспечивают более высокие показатели износостойкости. С сокращением длительности спекания получают более мелкодисперсный сплав. Свойства композитов на основе сплава ВК6 приведены в табл. 6.8, в которой также указаны данные об их структуре [119, 268, 269, 305, 306].

Таблица 6.8. Физико-механические свойства твердого сплава ВК6 и КАМ на его основе, полученные различными способами

Способ спекания	Материал	Плотность, г/см <sup>3</sup>	Прочность $R_{hd}$ матрицы, МПа	Прочность $R_{hd}$ композита *, МПа	Интенсивность изнашивания карандашей, мг/кг	Прходка коронок, мм
Свободное спекание	ВК6	14,8	1642	—	—	530
Горячее прессование	ВК6 + АС32	12,2	1540	315	4,2...4,5	2315
	400/315	12,2	1540	—	1,2	4575
Интенсивное горячее прессование	ВК6 + АС32	12,2...12,5	1220	254	2,0...2,6	—
Горячее прессование при высоком давлении	400/315					
	ВК6 + АС32	12,2	600	262	0,8...1,4	3218
	400/315					

\* Концентрация алмазов в композите 20...25 % (об. доля).

При отработке режимов спекания измеряли такие физико-механические характеристики твердых сплавов: твердость, коэрцитивную силу, предел прочности на сжатие, удельное электросопротивление, трещиностойкость.

Выбор оптимальных режимов спекания твердых сплавов проводили по замерам твердости спекаемых твердосплавных образцов. Причем твердость определяли двумя методами: по Роквеллу (HRA) и Виккерсу (HV). Замеры твердости по Виккерсу проводили при нагрузке 200 Н с выдержкой под нагрузкой 15 с в трех точках по длине образца: в середине и по его краям. Это дало возможность оценить равномерность свойств спеченных изделий. Поскольку при определении твердости по Виккерсу сплава ВК60М в углах «отпечатков» от алмазной пирамиды по поверхности сплава распространялись трещины достаточно большой длины, то одновременно с показателями твердости определяли трещиностойкость по Палмквисту. Ее оценивали критическим коэффициентом интенсивности напряжений  $K_{Ic}$  и находили по общепринятой методике [27].

В производстве твердых сплавов для качественного контроля их фазового состава и параметров структуры после спекания используют значение коэрцитивной силы, измеренное по намагниченности изделий. Намагниченность изменяется в зависимости от толщины кобальтовых прослоек, определяемой размером карбидных зерен, от напряжений в прослойках, значения которых изменяются в зависимости от режимов спекания. Коэрцитивную силу измеряли на коэрцитиметре «Кобальт-1», позволяющем намагничивать твердосплавный образец постоянным током до степени технического насыщения в постоянном магнитном поле и обеспечивать его размагничивание. Погрешность измерения не превышала  $\pm 1\%$ . Для контроля правильности результатов измерения коэрцитивной силы использовали аттестованные эталонные образцы.

Для определения удельного электросопротивления образцов связок и КАМ на их основе использовался четырехзондовый метод измерения при расположении измерительных зондов в линию. Для измерения падения напряжения с достаточной для исследований точностью применяли мост постоянного тока Р348. Для уменьшения погрешности учитывали влияние термоЭДС и наводок. Исследования проводили при двух направлениях тока, протекающего через образец, и при двух направлениях компенсационного тока моста Р348. Точность измерения напряжения при указанных условиях составляла  $\pm 0,1$  мкВ, что определяло погрешность каждого измерения не более 2 %.

Испытание на сжатие выполняли на универсальной испытательной машине UTS-100, позволяющей измерять усилие разрушения образцов в диапазоне 40...100 кН. Погрешность измерения не превышала  $\pm 1\%$  от измеряемой нагрузки. В процессе испытания деформация образца фиксировалась с помощью универсального датчика продольной деформации с разрешающей способностью 0,001 мм. Имеющаяся в установке мини-ЭВМ позволяла вычислять значения предела прочности ( $R_{cm}$ ), предела текучести ( $R_{c 0,1}$ ) и относительную остаточную деформацию. Каждый образец испытывался с записью кривой деформирования, поэтому кроме указанных характеристик можно было определить работу пластической деформации ( $A_{пл}$ ). Чтобы минимизировать контактные силы трения между образцом и опорами, использовали прокладки из алюминиевой фольги толщиной 0,1 мм.

Для изучения влияния параметров термобаровременного воздействия на алмазы в процессе спекания КАМ исследованы прочностные свойства исходных и рекуперированных из спеченных изделий алмазов по ГОСТ 9605-80. Испытывали не менее чем по 50 зерен каждой партии исходных и рекуперированных алмазов марки АС50 400/315.

Анализ результатов испытаний на прочность показал, что 50 % алмазов, рекуперированных из КАМ, спеченных при давлении 270 и 180 МПа, разрушаются соответственно при 65...68 и 57...60 Н, т. е. их прочность составляет 0,80...0,82 и 0,69...0,73 прочности исходных нерекуперированных алмазов. С учетом поправки на снижение прочности алмазов в процессе рекуперации (20 %) можно утверждать, что метод интенсивного электроспекания позволяет сохранить прочностные свойства синтетических алмазов в спекаемом композите при прикладываемом давлении в технологическом узле не менее 270 МПа. В результате спекания при давлении 180 МПа прочность алмазных зерен уменьшается только на 10 %.

Нами проведены исследования спекания КАМ на связках на основе Fe-Cu-Sn-Ni и Co. В качестве практической иллюстрации эффективности разработанного способа можно представить спекание КАМ функциональных режущих элементов инструмента для шлифования природного камня (диаметром 9 мм и высотой алмазосодержащего слоя КАМ 4 мм на стальной державке высотой 15 мм). При приложенном давлении 270 МПа продолжительность процесса спекания таких элементов составляет всего около 2 с. При этом через спекаемый материал пропускается переменный ток промышленной частоты плотностью до 40 А/мм<sup>2</sup>. Механические свойства спеченных КАМ определяются энергией, выделяемой в технологическом узле, и прикладываемым давлением.

Спеченные при оптимальных режимах алмазосодержащие композиты на связке Fe-Cu-Sn-Ni с объемной концентрацией алмазов 25 % имеют плотность 6,74 г/см<sup>3</sup>, удельное электросопротивление 22...26 мкОм · см и теплопроводность около 100 Вт/(м · К). При спекании композитов на связке Fe-Cu-Sn-Ni с увеличением зернистости алмазного порошка установлено незначительное уменьшение энергии. Композиты с алмазами меньшей зернистости имеют более высокую агрегатную твердость (95 HRB) при равной концентрации алмазов. Этот эффект равносителен увеличению концентрации алмазов в КАМ без изменения зернистости.

При исследовании фазового состава спеченных алмазосодержащих материалов на связке Fe-Cu-Sn-Ni во всех образцах, полученных при разных режимах, выявлено наличие алмаза, меди и модификации железа Fe<sub>α</sub>. Наблюдается также наличие графита, но интерметаллидных соединений не обнаружено. Однако отмечено увеличение периода решетки меди (оно становится больше табличного), что свидетельствует, по-видимому, об образовании твердых растворов олова в меди.

На рис. 6.41 и 6.42 приведены зависимости свойств спеченных образцов кобальтовой связки и КАМ на ее основе от температуры спекания [308—310]. Видно, что изменение свойств кобальтовой связки и композита имеет одинаковую тенденцию. При повышении температуры спекания плотность, твердость и теплопроводность материалов увеличиваются, а их удельное электросопротивление

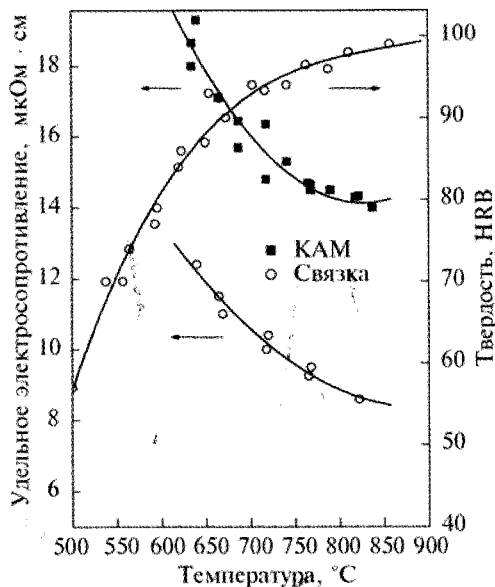
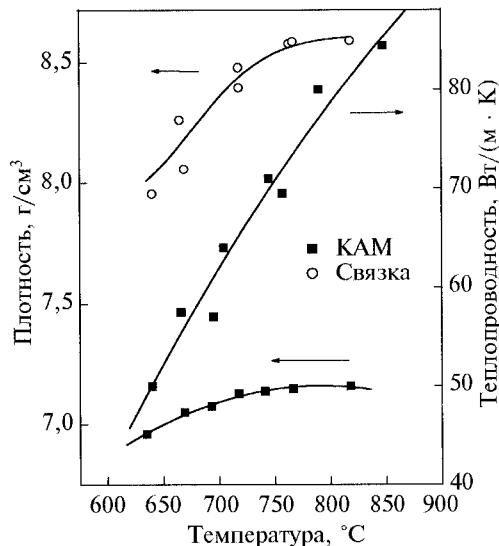


Рис. 6.41. Зависимости удельного электросопротивления и твердости исследуемых образцов от температуры спекания

Рис. 6.42. Зависимости плотности и теплопроводности исследуемых образцов от температуры спекания



тивление уменьшается. Однако минимальное удельное электросопротивление спеченного образца кобальта составляет 8,6 мКОм · см (табличное значение удельного электросопротивления чистого беспористого кобальта 6,34 мКОм × см) [308, 309]. Более высокие значения удельного электросопротивления объясняются наличием остаточной пористости спеков. Максимальная теплопроводность спеченного кобальта 91...92 Вт/(м · К), что практически соответствует теоретическому значению (96 Вт/(м · К)) [308, 309]. Пористость материалов, полученных в диапазоне температур нагрева 770...820 °С, составляет около 3 %.

Образцы кобальта, спеченные при 780 °С, остаются, как и до спекания, многофазным материалом. Кроме линий  $\alpha$ - и  $\beta$ -Co, на рентгенограммах образцов отмечены линии, которые можно идентифицировать как отражения от  $\text{Co}_2\text{O}_3$ . На основании этого можно полагать, что сохраняется некоторая часть оксидов кобальта, которые обычно восстанавливаются при спекании в среде водорода.

Структурные исследования показали, что рассмотренный метод спекания способствует получению композиционного материала с неравновесной структурой связки, твердость которой достигает 100 HRB, и надежным закреплением в ней алмазных зерен, сохраняющих свои режущие свойства. Приваренные к стальной державке в процессе спекания КАМ на кобальтовой связке имеют прочность на сдвиг относительно державки порядка 130 МПа, т. е. выше, чем у элементов на связке Fe-Cu-Sn-Ni.

Проведены исследования по изучению структуры и свойств КАМ на связках ВК60М и ВК15. Для исследований использовали образцы КАМ с 1 каратом

Таблица 6.9. Свойства КАМ на связке ВК15

Напряжение $U$ , В	Энергия $E$ , кДж	Время спекания, с	Коэффициентная сила $H_c$ , кА/м	Твердость, НРА		Удельное электросопротивление, мКОм · см	
				Алмазный слой	Подложка	Подложка	Алмазный слой
4,5	22	7,2	11,3	85...87	26,8	60...70	
			11,1				
4,5	22	7,3	11,1	76...77	26,4	63	
			11,2				
4,5	24	8,1	11,0	82...84	55	39,1	
			11,2				
5	24	6,3	10,7	79	87...91	48,7	
			11,3				
5	30	7,6	11,3	88...89	24,7	45,8	
			11,5				
4,5	26		11,9	89...90	25,1	46,3	
			11,2				
4,5	28		11,2	89...90	24,4	52	
			11,3				
4,5	24		11,5	76	89...90	54,4	
			11,1				
—	—	—	11,9...12,1	—	89...90	70	
			87...88				

Таблица 6.10. Потребляемая энергия при интенсивном электроспекании различных марок твердых сплавов

Характеристика образца	Напряжение холостого хода, В	Давление при спекании, МПа	Энергия, кДж
ВК60М	4,5	300	18...20
ВК60М	3,4	240	10...12
ВК60М + алмазы, 100 % (усл.)	4,5	300	18...20
ВК15	4,0	240	11...12
ВК15 + алмазы, 100 % (усл.)	4,5	300	20...24

алмазов А 1000/800 (У категория, XX группа, подгруппа Д5, 6...11 ячейки) на связке ВК15. Диаметр образцов после спекания составлял 10 мм, высота 10 мм, высота алмазного слоя 3 мм. Алмазные слои располагались как внутри ячейки для спекания, так и снаружи (ближе к пуансонам). Результаты исследования свойств полученных КАМ приведены в табл. 6.9.

Исследовали также КАМ на основе сплава ВК60М с алмазами А 630/500 (У категория, XX группа, подгруппа Д5, 6...11 ячейки). Количество алмазов в образцах соответствовало 100 % условной концентрации и составляло 1 карат. Исследования структуры композитов (см. рис. 6.41, 6.42) показали, что как в КАМ на основе ВК15, так и в КАМ на связке ВК60М наблюдается значительное разрушение алмазов после спекания. Причем алмазы в композитах на ВК60М разрушены существенно сильнее, что связано с более высоким уровнем остаточных термических напряжений в этих композитах.

В результате проведенных исследований структуры и свойств связок ВК60М и ВК15, а также композитов на их основе установлены оптимальные технологические параметры для спекания твердосплавной матрицы в зависимости от размеров и марки спекаемого твердого сплава (табл. 6.10).



## СТРУКТУРНАЯ МОДЕЛЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ С ПОРИСТОЙ МАТРИЦЕЙ

### 7.1. Структурная модель пористого тела композиционных алмазосодержащих материалов с пористой матрицей

Основным механизмом массопереноса при интенсивном электроспекании металлических порошков под давлением является термоактивированная пластическая деформация частиц этих порошков. Поэтому для теоретического описания процесса ИЭСД необходимы:

- модель пластического течения пористых (однофазного и композитного) материалов с микроструктурой, характерной для данного технологического процесса,

- теоретические оценки электро- и теплопроводности таких материалов.

Проведенный в главах 3 и 6 анализ литературных источников выявил отсутствие моделей механики структурно-неоднородных материалов, которые бы в полной мере удовлетворяли указанным выше требованиям. Их разработке и посвящена настоящая глава.

Использованный при этом исследовании микромеханический подход к определению макроскопических параметров структурно-неоднородного материала базируется на анализе модельной краевой задачи, сформулированной на элементарной ячейке периодической структурной модели. Такой подход, известный и как метод регуляризации [311], в настоящее время наиболее строгий в механике композитов, поскольку обеспечивает условие непрерывности материала в процессе деформирования и сводит задачу приведенной структурно-неоднородной среды к задаче для структурного элемента (представительного объема) материала. Кроме того, ему присуща гибкость в плане учета микроструктуры материала.

Выбор оптимальной структурной модели представляет собой самостоятельную проблему, которая выходит за рамки данной работы. Мы рассмотрим две простейшие с точки зрения геометрии структурные модели пористого материала (рис. 7.1, *a*, *б*), условно названные как *s*-модель и *p*-модель. Геометрия *s*-модели (см. рис. 7.1, *a*) представляет собой сплошную среду (матрицу), содержащую регулярно расположенные в ней сферические полости. Элементарная структурная ячейка такой среды представлена в виде куба со стороной *a* и со сферическими полостями диаметром *D*. При этом пористость (отношение объемов поры и ячейки) определяется соотношением

$$\frac{\pi}{6} \left( \frac{D}{a} \right)^3 = f, \quad D < a. \quad (7.1)$$

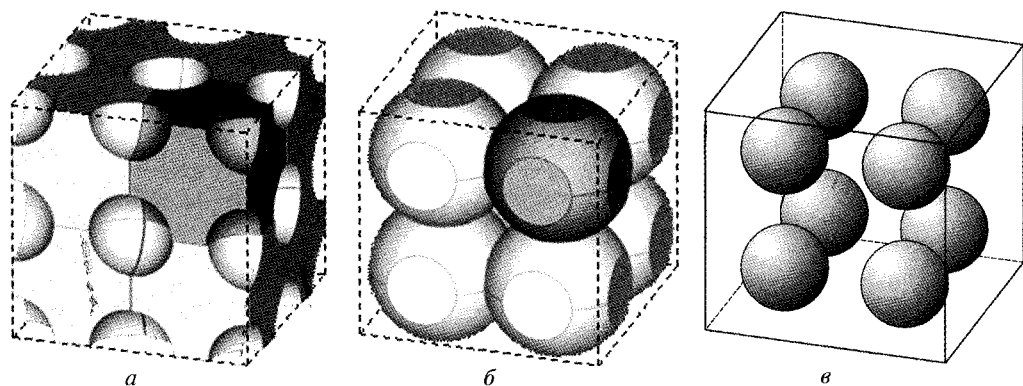


Рис. 7.1. Структурные модели пористого и композитного материалов: *a* — *s*-модель ( $D < a$ ); *b* — *p*-модель ( $D > a$ ); *в* — *c*-модель композита

Описанная модель, по сути, есть частным случаем предложенной Релеем [312] модели, которая сейчас широко используется в механике композитов [311, 313, 314]. В контексте данной работы такая модель ближе к структуре пористого материала, получаемого свободным спеканием, где главный механизм массопереноса — это диффузия, а консолидация происходит за счет образования и роста «перешейков» между частичками, овализации, закрытия и заравнивания пор, иными словами, за счет минимизации свободной поверхности [315].

В процессе интенсивного электроспекания при повышенном давлении [302] усадка происходит главным образом вследствие термоактивированного пластического течения частичек порошка. При этом формируется структура каркасного типа, в которой как частицы, так и поры образуют бесконечные взаимопроникающие кластеры. В [316] в качестве структурного элемента порошкового материала, который уплотняется, выбрана *p*-модель (см. рис. 7.1, *б*). Аналогичная модель рассмотрена в работе [318]. Учет пористости в ней обеспечивается выбором геометрических параметров из условия

$$\frac{3\pi}{4} \left[ \left( \frac{D}{a} \right)^2 - \frac{1}{3} \right] - \frac{\pi}{3} \left( \frac{D}{a} \right)^3 = 1 - f, \quad D > a. \quad (7.2)$$

Модели (см. рис. 7.1, *a*, *б*) имеют разную топологию и соответствуют разным типам микроструктуры. Наиболее очевидным геометрическим параметром, характеризующим их различие, является удельная свободная поверхность, которая, например, при  $f = 0,1$  у кластерной структуры вдвое больше, чем у матричной.

Третья из приведенных моделей — *c*-модель композита (рис. 7.1, *в*). Ее отличие от классической модели Релея состоит в структурной неоднородности (пористости) матрицы. Она представляет собой пористую среду (матрицу) со сферическими включениями в узлах кубической решетки. Элементарная ячейка такой композитной среды — куб со стороной  $b$ , который содержит одно включение радиусом  $R$ . Объемное содержание дискретной фазы

$c = \frac{4}{3} \pi (R/b)^3$ . Таким образом, эта модель имеет два структурных параметра: объемное содержание твердых включений (алмазов)  $c$  и пористость матрицы  $f$ . Поскольку размер зерен алмаза (которые аппроксимируются сферами) на два порядка превышает зернистость металлического порошка связки, то анализ  $c$ -модели может быть проведен в два этапа. На первом из них решается задача усреднения пористого матричного материала, а на следующем этапе матрица рассматривается как однородная с эффективными свойствами первой  $s$ - или  $p$ -модели пористого тела.

Описанные модели при всей их простоте имеют ряд преимуществ. Так, для определения эффективной проводимости достаточно рассмотреть задачу о макроскопически однородном потоке. При этом поле потенциала, учитывая периодичность структуры, является квазипериодическим, а его градиент и вектор потока — периодическими функциями координат. Это позволяет свести задачу о бесконечной структурно-неоднородной среде к задаче на кубической ячейке, которая (в отличие от традиционно используемых сферической или цилиндрической) удовлетворяет условию сплошности (непрерывности) материала, а следовательно, обеспечивает корректный учет взаимодействия всей системы неоднородностей.

Среди других особенностей  $p$ -модели, которые делают ее привлекательной при моделировании поведения уплотняемых порошковых материалов, отметим следующие. Минимальное объемное содержание определяющей фазы, соответствующее точечным контактам, близко к насыпной плотности металлического порошка. При этом координационное число (количество контактов частичек с другими частичками) в этой модели равно 6, что совпадает с указанными в работе [318]. К тому же, как показывает сравнение с результатами стереологических исследований [119], показатели смежности и удельной контактной поверхности предложенной модели удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными во всем диапазоне изменения пористости.

В [317] проведено исследование удельной площади и формы пятен контакта в зависимости от приложенного давления, результаты которого полностью подтверждают рациональность выбора данной геометрической модели. В литературе приведен ряд известных формул для определения удельной площади контакта, например

$$S^* = S(f) / S_0,$$

где  $S_0$  — номинальная площадь сечения,  $S(f)$  — фактическая сумма проекций контактных площадей (рис. 7.2). Полученные по этой формуле графики приведены на рис. 7.3. Здесь же представлены соответствующие данные для выбранной нами геометрической  $p$ -модели (см. рис. 7.1, б). Отметим, что последняя, в отличие от рассмотренных в работах [319—321], учитывает наличие перколяционного порога при пористости, которая соответствует насыпной плотности.

Среди публикаций, посвященных определению удельной площади межчастичных контактов в порошковом компакте, отметим работы Эрли [319], Маклиланда [320], Спринга и др. [321], Хейли [318], Монтиса [317]. Такой параметр, как эффективная удельная контактная площадь, используют при оп-

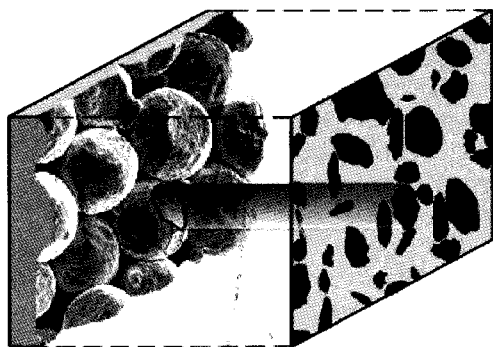


Рис. 7.2. К определению удельной площади контактов [324]

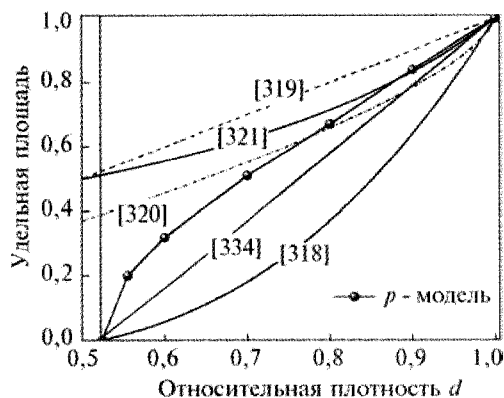


Рис. 7.3. Удельная площадь контактов как функция относительной плотности, полученная в работах разных авторов

ределении номинального давления на контактных поверхностях [317], их эволюции [322] и других характеристик процесса интенсивного электроспекания под давлением [323]. Хотя модели из [324] и [318] тоже учитывают указанный факт, но преимущество (и это будет показано ниже) имеет  $p$ -модель, с помощью которой можно провести анализ локальных физических полей. Вследствие сходства основных структурных параметров модельного и реального материалов можно обеспечить (при условии адекватной постановки модельной задачи и использовании строгого численного метода ее анализа) удовлетворительное согласие теоретических и экспериментальных данных.

## 7.2. ПРОВОДИМОСТЬ ПОРОШКОВОГО БРИКЕТА С НЕСОВЕРШЕННЫМИ МЕЖЧАСТИЧНЫМИ КОНТАКТАМИ И КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ С ПОРИСТОЙ МАТРИЦЕЙ

### 7.2.1. Проводимость однофазной системы

Теоретическое исследование проводимости пористых материалов имеет более чем столетнюю историю, которая, впрочем, еще далека от своего завершения. Наиболее распространенные в литературе формулы для оценки эффективной проводимости принадлежат Максвеллу [325], Фрику [326], Лоебу [327], Мурабаши [328], Айвазову [329], Мэеру [330], В.В. Скороходу [333], Шульцу [331], Маклэлчену [332] и Монти [334]. Поиски «наилучшей» формулы продолжают и по сей день, хотя очевидно, что универсальной теории просто не существует. Во всех полученных выражениях единым структурным параметром является пористость. Некоторые формулы, кроме того, содержат в качестве дополнительного постоянного параметра так называемую начальную или насыпную плотность, которая соответствует моменту перехода процесса уплотнения под давлением от стадии перегруппировки частиц к их деформиро-

ванию. В то же время в зависимости от типа микроструктуры (матричная, каркасная, кластерная и т. д.) проводимость материалов с одной и той же пористостью может различаться кратно. Например, проводимость холодно-пресованных брикетов и спеченных на основе этих порошков материалов существенно различается. Поэтому единым надежным подходом к прогнозированию как проводимости, так и других характеристик пористого материала есть объединение адекватной структурной модели, которая учитывает характерные особенности конкретного материала, с исчерпывающим анализом соответствующих физических полей на уровне структурной ячейки.

Проводимость пористых и композитных материалов матричной структуры (*s*- и *c*-модели) хорошо изучена, например, в работе [311] и поэтому здесь не рассматривается. Наоборот, для материалов кластерной структуры (*p*-модель) известны лишь отдельные попытки оценить их макроскопическую проводимость [335]. Изложенные ниже результаты получены численным (МКЭ) анализом модельных краевых задач для уравнения стационарного переноса, сформулированных на элементарной структурной ячейке *p*-модели (см. рис. 7.1, б).

Рассмотрим вклад объемной пористости и удельной площади контакта. Сначала проанализируем случай полного контакта между частицами (контактное сопротивление равно нулю). Тогда эффективная проводимость  $\gamma_{ef} = \gamma_{bulk}$  модельной пористой среды определяется из соотношений

$$\langle \mathbf{j} \rangle = \gamma_{ef} \langle \mathbf{U} \rangle, \quad \mathbf{U} = \nabla \phi, \quad (7.3)$$

где *j* — плотность тока,  $\phi$  — потенциал поля, угловые скобки обозначают операцию осреднения по представительному объему (в нашем случае с учетом периодичности — по ячейке структуры).

В принципе, для определения  $\gamma_{ef}$  достаточно рассмотреть задачу стационарного переноса  $\nabla^2 \phi = 0$  для случая, когда на противоположных гранях куба (или, что то же самое, на площадках контакта) задан фиксированный перепад потенциала. Результаты численного (МКЭ) анализа модели приведены в табл. 7.1. Как показали расчеты, безразмерная эффективная проводимость  $\gamma_{ef}/\gamma_m$  ( $\gamma_m$  — проводимость материала компонентов) приблизительно пропорциональна относительному диаметру пятна контакта:  $\gamma_{ef}/\gamma_m \approx 1,04 D_{cont}/a$ , т. е. она определяется минимальной площадью поперечного сечения (load bearing area) каркаса, значение которой целиком согласуется с экспериментальными данными, изложенными в работе [336].

Сравним полученные результаты с известными теоретическими и экспериментальными данными (рис. 7.4). Так, модель материала матричного типа с изолированными порами [333] дает завышенную оценку экспериментальных

Таблица 7.1. Эффективная проводимость (*p*-модель)

<i>d</i>	0,55	0,60	0,70	0,80	0,90	1,0
$D_{cont}/a$	0,20	0,32	0,51	0,67	0,84	1,0
$\gamma_{ef}/\gamma_m$	0,187	0,299	0,485	0,656	0,829	1,0

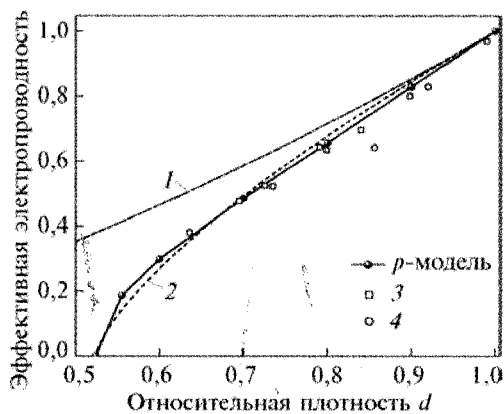


Рис. 7.4. Зависимость проводимости от плотности пористого материала, построенная по данным работ: 1 — [333], 2 — [335],  $d_0 = 0,524$ ; 3 — [59], 4 — [58]

данных [337, 338], особенно при пористости более 20 %. Однако расчетные значения параметров по предложенной модели удовлетворительно согласовываются с экспериментальными и полученными по полуэмпирическим формулам [332, 335]

$$\gamma_{ef}/\gamma_m \left( \frac{d-d_0}{1-d_0} \right)^{1,5(1-d_0)} \quad (7.4)$$

при минимально возможной (насыпной) плотности  $d_0 = 0,524$ .

Сравнение приведенных на рис. 7.4 данных о проводимости позволяет составить определенное представление о вкладе межчастичных контактов в общее сопротивление пористого образца. Зависимость проводимости от пористости материала матричной структуры с изолированными сферическими порами [333] показана на рис. 7.4 пунктирной линией. Более близкой к исследуемому технологическому процессу является модель, приведенная в работе [335], которая приближенно учитывает эволюцию структуры порошкового брикета (компакта) в процессе его уплотнения. При этом имеет место идеальный межчастичный контакт ( $R_{cont} = 0$ ). Результаты расчетов по этой модели для исходной плотности  $d_0 = 0,524$  показаны на рис. 7.4 штрихпунктирной линией. Как видно из рисунка, обе модели прогнозируют значительно более высокую проводимость образцов по сравнению с экспериментальными данными, вплоть до  $d_0 = 0,9$ . Различие теоретических и экспериментальных значений проводимости при фиксированной пористости определяет удельное контактное (межчастичное) сопротивление, которое может быть взято в качестве меры консолидации пористого материала.

Для учета указанного фактора модифицируем нашу модель, полагая, что межчастичные контакты имеют конечную проводимость  $\gamma_{cont}$  т. е.

$$j_n = -\gamma_{cont} \delta \Phi = -\gamma_{cont} (\Phi_1 - \Phi_2), \quad (7.5)$$

где  $j_n$  — нормальная к поверхности контакта составляющая теплового или электрического потока. Иными словами, происходит скачок потенциала при переходе через контактную поверхность. В предположении, что  $\gamma_{cont}$  постоянная на всей площадке контакта, сопротивление последнего составляет

$$R_{cont} = (\gamma_{cont} S_{cont})^{-1} = \left( \gamma_{cont} \frac{\pi}{4} D_{cont}^2 \right)^{-1}. \quad (7.6)$$

Согласно правилу последовательного соединения проводников общее сопротивление элементарной каморки равно

$$R_{cell} = R_{bulk} + R_{cont}, \quad R_{bulk} = (a\gamma_{bulk})^{-1}, \quad (7.7)$$

## 7.2. Проводимость порошкового брикета ...

где  $\gamma_{bulk}$  — исследованная выше эффективная проводимость пористой среды с совершенными межчастичными контактами. Отсюда

$$\gamma_{ef} = \left( \frac{1}{\gamma_{bulk}} + \frac{1}{a \gamma_{cont} \tilde{S}_{cont}} \right)^{-1}, \quad (7.8)$$

где  $\tilde{S}_{cont} = S_{cont} / a^2$  — нормализованная площадь контакта. Как и следовало ожидать, в полученное выражение входит размер части площади контакта. Действительно, отношение объема к части площади контакта пропорционально ее характерному размеру, поэтому с уменьшением зернистости порошка суммарная площадь контактов, а следовательно, и вклад контактной составляющей в общее сопротивление пористого компакта будут возрастать.

Альтернативный подход состоит в определении эффективной проводимости из соотношения (7.3) численным решением модельной задачи при предельных условиях контактного типа (7.5) на противоположных гранях элементарной ячейки (рис. 7.5, а). Такой способ значительно более трудоемкий, и целесообразность его использования можно оценить сравнением результатов, полученных двумя способами.

Из рис. 7.5 видно, что удельное контактное сопротивление (величина, обратная проводимости) существенным образом влияет как на характер распределения плотности тока в пределах камеры, так и на его абсолютную величину. В табл. 7.2 для сравнения приведены безразмерные значения  $\gamma_{ef} / \gamma_m$ ,

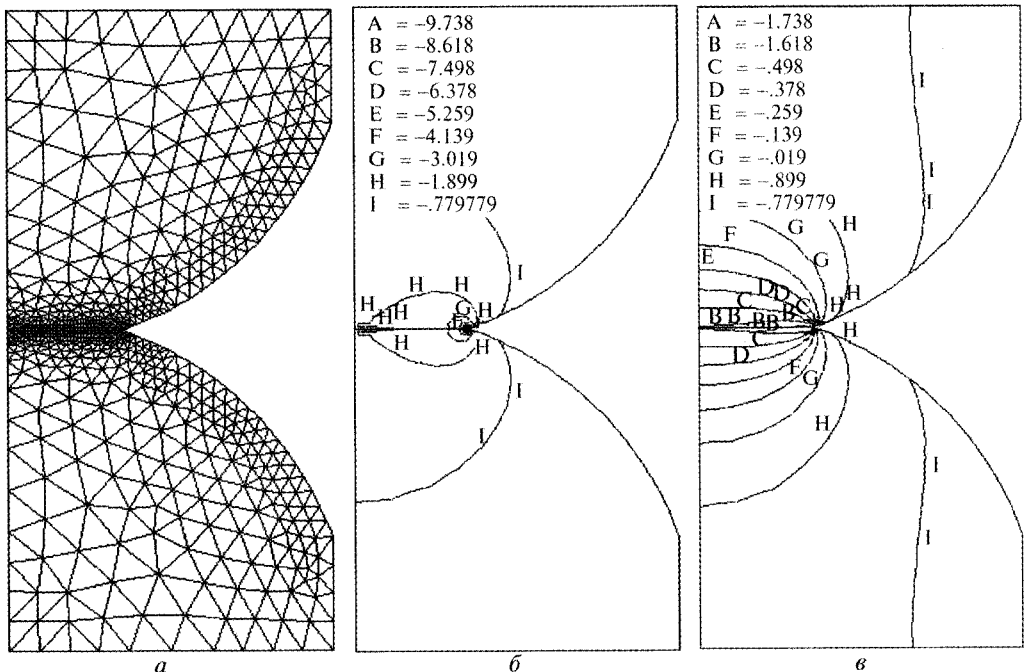


Рис. 7.5. Проводимость порошкового компакта: а — МКЭ-модель; б — изолинии тока для  $\gamma_{cont} = 10^6$ ; в — изолинии тока для  $\gamma_{cont} = 1$

полученные численным анализом и расчетами по формуле (7.8) для разных значений удельной контактной поверхности и безразмерной контактной проводимости  $\tilde{\gamma}_{cont} = a\gamma_{cont} / \gamma_m$ . Расхождение сравниваемых величин не превышает 3 %, что подтверждается достоверностью численных результатов и целесообразностью использования формулы (7.8) для учета влияния контактного сопротивления на проводимость порошкового компакта (табл. 7.2).

Как уже отмечалось выше,  $\gamma_{cont}$  определяется многими факторами, среди которых температура, давление, время, наличие примесей, оксидов и т. д. На сегодня не существует надежного способа получить количественную оценку  $\gamma_{cont}$  на основании теоретических представлений, поскольку контактное сопротивление зависит от кривизны и шероховатости контактирующих поверхностей, давления, микротвердости материала, температуры, оксидных пленок и т. д. [339]. Прэтому для идентификации модели материала, который спекается, важна обратная задача, т. е. оценка контактного сопротивления по имеющимся экспериментальным данным.

В качестве примера решения такой задачи приведем результаты анализа удельной электропроводности холоднопрессованного порошка кобальта, в частности, вкладов объемной и поверхностной (контактной) составляющих. Как видно из табл. 7.3, реальное значение проводимости прессованного кобальта более чем на порядок меньше значений, предусмотренных теорией без учета контактного сопротивления.

Последняя колонка табл. 7.3 содержит вычисленное по формуле (7.8) значение безразмерной контактной проводимости из условия равенства расчетной и измеренной эффективной электропроводности пористого образца. Как и следовало ожидать, эти значения довольно малы. Увеличение давления прессования приводит к увеличению контактной проводимости, однако этот

Таблица 7.2. Проводимость порошкового брикета с конечным сопротивлением контактов

$\tilde{S}_{cont}$	$\tilde{\gamma}_{cont} = 10^6$		$\tilde{\gamma}_{cont} = 10$		$\tilde{\gamma}_{cont} = 1$		$\tilde{\gamma}_{cont} = 1/2$	
	МКЭ	формула (7.8)	МКЭ	формула (7.8)	МКЭ	формула (7.8)	МКЭ	формула (7.8)
0,142	0,168	0,168	0,114	0,118	0,032	0,033	0,018	0,018
0,174	0,205	0,205	0,147	0,153	0,046	0,047	0,026	0,026
0,246	0,290	0,290	0,227	0,234	0,084	0,085	0,050	0,050
0,352	0,412	0,412	0,345	0,353	0,152	0,155	0,094	0,095
0,434	0,513	0,513	0,413	0,451	0,213	0,217	0,136	0,138
0,663	0,728	0,728	0,715	0,723	0,410	0,416	0,279	0,281
0,831	0,941	0,941	0,876	0,881	0,555	0,560	0,396	0,398

Таблица 7.3. Оценка контактной проводимости прессованного кобальта

Давление $P$ , МПа	Плотность $d$ (эксперимент)	$\gamma_{ef} / \gamma_m$ (эксперимент)	$\gamma_{bulk} / \gamma_m$ (модель)	$\tilde{\gamma}_{cont}$ (модель)
310	0,77	0,044	0,74	0,061
650	0,82	0,066	0,83	0,074
1100	0,84	0,080	0,863	0,082



прирост мал, чтобы надеяться на получение материала с проводимостью того же порядка, что и проводимость сплошного материала  $\gamma_m$ , даже в случае, когда объемная пористость близка нулю. Аналогичные расчеты для других характеристик (см. рис. 7.5) показывают высокую структурную чувствительность данного параметра, следовательно, возможность его применения как количественной меры консолидации порошкового компакта. В общем случае контактная проводимость зависит от температуры  $T$  и давления  $P$ , поэтому в дальнейшем анализе для оценки проводимости однофазного пористого тела будем использовать формулу (7.8) в виде

$$\gamma_{ef}(a, D, P, T) = \left( \frac{1}{\gamma_{bulk}(D)} + \frac{1}{a \gamma_{cont}(P, T) \tilde{S}_{cont}(D)} \right)^{-1}, \quad (7.9)$$

где  $\gamma_{cont}(P, T)$  необходимо определить из экспериментов.

Проводимость КАМ с пористой матрицей определяется по  $c$ -модели численным (МКЭ) или аналитическим [311] методами, при этом проводимость матричного материала находят согласно изложенной выше методики. В случае несовершенного теплового контакта алмаза с матрицей для учета его влияния на эффективную проводимость композита используют подход, развитый в работе [340].

### 7.3. ПЛАСТИЧНОСТЬ КОМПОЗИТА С ПОРИСТОЙ МАТРИЦЕЙ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УПЛОТНЕНИЯ ЗАГОТОВОК КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

#### 7.3.1. Моделирование холодного прессования КАМ

Микромеханический подход для определения границы текучести композитного материала основан на методе регуляризации [311] и состоит в решении модельной краевой задачи упругопластичности, сформулированной на ячейке периодической структуры ( $c$ -модели, см. рис. 7.1, в). На границе раздела фаз допускается выполнение условия полного механического контакта, т. е. непрерывность векторов перемещений и нормальных напряжений. Для определения параметров макроскопической пластичности достаточно рассмотреть макроскопически однородное напряженное состояние композита. Постановка модельной задачи целиком аналогична такой же для пористого тела (см. п. 7.2).

Как и в случае пористого материала [341—343], условие текучести композитной среды не является тривиальным следствием для матричного материала. Действительно, неоднородности действуют как концентраторы напряжений, порождающих локальные зоны пластичности, и тем самым изменяют макроскопический предел текучести композита. Поэтому сама концепция поверхности текучести в этом случае является «размытой», и определение момента наступления макроскопической пластичности (когда общая пластическая деформация может рассматриваться как значащая) неизбежно содержит элемент неопределенности.

Приведем результаты МКЭ-анализа модельной краевой задачи. Сплошной линией на рис. 7.6 показано изменение макроскопического напряжения  $F_z = \bar{\sigma}_z$  при одноосном растяжении/сжатии композитного материала с идеально пластической беспористой матрицей вдоль оси  $Oz$ , полученного из решения краевой задачи для  $C = 0,3$ ;  $E / \sigma_m = 300$ ;  $\nu = 0,3$ . В отличие от кривой деформирования материала матрицы (пунктирная линия на рис. 7.6) зависимость  $\bar{\sigma}_z(\delta)$  для композита можно условно разделить на три стадии с разным характером деформирования: *a* — линейно-упругая, *b* — переходная и *c* — идеально пластическая.

На стадии (*a*) весь материал матрицы находится в упругом состоянии, поэтому зависимость  $\bar{\sigma}_z(\delta)$  — линейная, а угол ее наклона определяется макроскопической упругостью композиционного материала. Аналогичная модель построена на основании объединения со строгим аналитическим методом ее анализа. Этот подход использован в работе [344] для оценки макроскопических упругих постоянных зернистого композиционного материала. Различие значений модуля Юнга, полученного в данной работе численным методом и приведенного в [344], не превышает 0,5 %, что подтверждает корректность численного алгоритма и достоверность приведенных ниже численных результатов.

Переход от стадии (*a*) к стадии (*b*) соответствует моменту, когда в процессе нагружения первый конечный элемент переходит в пластическое состояние. На стадии (*b*) в матрице одновременно существуют зоны, которые находятся в упругом и пластическом состоянии. Окончание этой стадии соответствует моменту разрушения бесконечного упругого кластера и потери его несущей способности. На стадии (*c*) еще возможны локальные зоны, которые находятся в упругом состоянии, однако они не в состоянии препятствовать неограниченной деформации при постоянной нагрузке, которая с макроскопической точки зрения является идеально пластическим течением.

Таким образом, целесообразно идентифицировать момент перехода от стадии (*b*) к стадии (*c*) как начало стадии пластического деформирования композиционного материала, а соответствующее ей критическое напряжение  $\bar{\sigma}_z^*$  — как макроскопический предел текучести. Наличие указанных трех стадий упругопластического перехода в композите подтверждается также строгим микромеханическим анализом структурной модели, проведенном в работе [345].

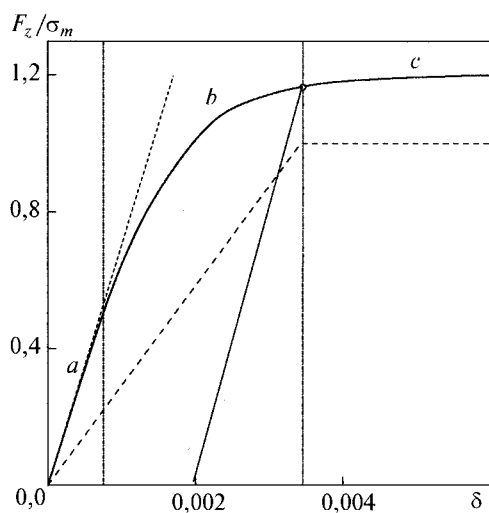


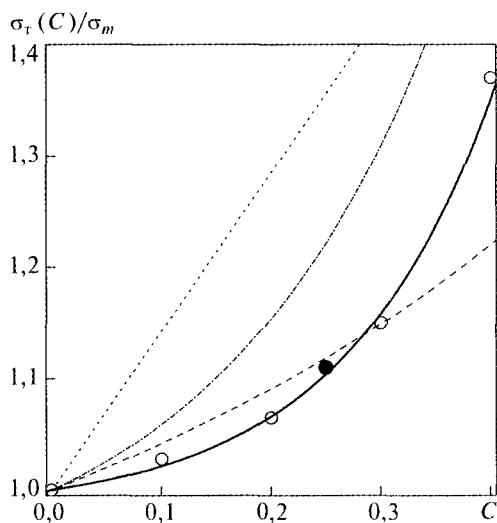
Рис. 7.6. Деформационная кривая модельного композитного материала (сплошная линия) и матричного материала (пунктирная линия)

Рис. 7.7. Нормированный предел текучести  $\sigma_r(C)/\sigma_m$  композитного материала со сплошной матрицей:  $\circ$  — предложенная модель; сплошная линия — аппроксимация; штрихпунктирная — по данным [348]; точечная — по данным [349], пунктирная — по данным [350],  $\bullet$  — МКЭ-модель [351]

Строгий подход к определению макроскопической границы текучести состоит в анализе зон локальной пластической деформации и фиксации момента разрушения (потери несущей способности) бесконечного упругого кластера. Предложенный в [346] подход аналогичный изложенному выше для пористого тела [347] и состоит в определении границы текучести как напряжения, которое соответствует определенному уровню необратимой деформации (например 0,2 %). Как и в случае пористого тела, это устраняет неоднозначность в определении предела текучести.

Практически важным и необходимым в дальнейшем анализе есть частный случай композита со сплошной (беспористой) матрицей ( $f = 0$ ). На рис. 7.7 приведены расчетные значения предела текучести при одноосном сжатии  $\sigma_r(C) = \bar{\sigma}_z^*$  ( $\sigma_r(0) = \sigma_m$ ) композитного материала со сплошной матрицей разного объемного содержания дисперсной фазы, их аппроксимация зависимостью  $\sigma_r(C)/\sigma_m = 1 + 0,02 [\exp(7,3C) - 1]$ , а также результаты расчетов по известным формулам:  $\sigma_r(C)/\sigma_m = (1 - 1,47C)^{-0,65} - 0,5C$  [348],  $\sigma_r(C)/\sigma_m = 1 + 1,43C$  [349],  $\sigma_r(C)/\sigma_m = (1 - C)^{-0,39}$  [350].

Как видно из рис. 7.7, полученные с использованием различных предположений зависимости существенно различаются даже при малых значениях  $C$ . Наиболее близка к результатам численного анализа модель, описанная в работе [350]. Черным кружком показано значение  $\sigma_{0,2}(C)/\sigma_m$  для  $C = 0,25$ , полученное в работе [351] посредством конечно-элементного анализа представительного объема композита в виде куба, содержащего 30 упругих сферических включений, случайным образом расположенных в идеально упругопластической матрице. Подход [351] — вероятно, наиболее строгий из известных в литературе, поэтому практическое совпадение результатов работы [351] и полученных данных можно рассматривать как подтверждение их достоверности. В тоже время приведенные результаты представляют и самостоятельный интерес. В контексте результатов, полученных по изложенной методике,  $\sigma_r(C)$  используется как единый параметр, который обеспечивает учет влияния армирующей дисперсной фазы на предел текучести зернистого композита.



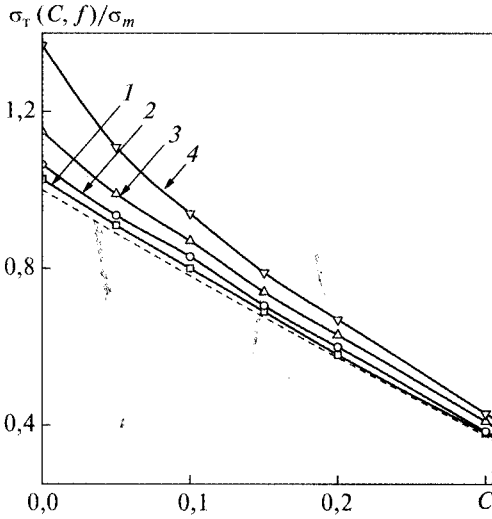


Рис. 7.8. Нормированный предел текучести  $\sigma_T(C, f)/\sigma_m$  композита с пористой матрицей (МКЭ-модель): 1 —  $f = 0,1$ ; 2 — 0,2; 3 — 0,3; 4 — 0,4; пунктирная линия — для пористого материала ( $C = 0$ )

На рис. 7.8 приведены расчетные зависимости нормированного предела текучести  $\sigma_T(C, f)/\sigma_m$  при одноосном сжатии композита от пористости матрицы  $f$  для ряда фиксированных значений  $C$ . Сплошные линии 1–4 соответствуют значениям  $C$ , равным 0,1, 0,2, 0,3 и 0,4; пунктирная линия обозначает указанную зависимость для пористого материала ( $C = 0$ ). Расчеты проводились для  $q_1 = 1,85$  и  $q_2 = 0,95$ ,

полученных в работе [347] для GTN-модели порошкового тела, которое уплотняется, и соответствующих экспериментальным данным [352]. Как видно из рисунка, влияние твердых включений на предел текучести более выражено в композитах с малопористой матрицей. Что касается других схем нагружки, в частности гидростатического сжатия и одноосной деформации, то здесь, как показывают расчеты, объемное содержание включений не имеет существенного влияния на макроскопический предел текучести композита, расчетные значения которого лишь незначительно возрастают с увеличением  $C$  (см. рис. 7.8).

Мы рассматриваем только простые виды нагружения, что обусловлено их практической важностью и соответствием технологическому процессу интенсивного электроспекания под давлением. Сама же модель достаточно общая для проведения аналогичного исследования в случае сложного нагружения, построения полной поверхности текучести композита с пластической матрицей и разработки соответствующих макроскопических теорий. Конкретный вид пластического потенциала определяется технологией изготовления материала и существенно зависит, в частности, от сформированной ею микрогеометрии пор.

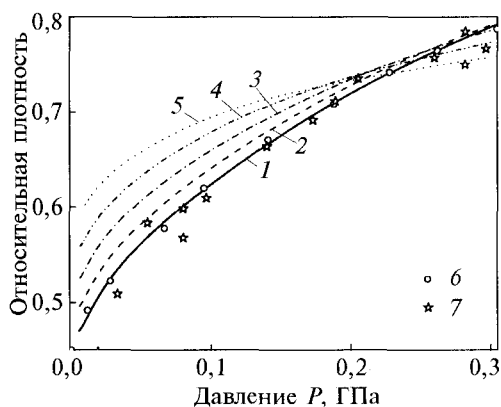
### 7.3.2. Усадка смеси порошков алмаз–металл в закрытой пресс-форме

Одним из применений модели КАМ с пористой матрицей является оценка степени уплотнения смеси порошков (в частности, алмазосодержащих) под давлением. Как уже отмечалось, зернистость алмаза намного превышает зернистость порошка металлической связки. В этом случае спрессованный металлический порошок можно заменить эквивалентной однородной средой со свойствами, что приводит к структурной  $s$ -модели композита. Отличие этой задачи от рассмотренных в параграфе 7.1 состоит в наличии больших пластических деформаций и связанных с ними эволюции пористости и деформации

онного упрочнения материала металлической связки. Для конкретности рассмотрим процесс уплотнения в закрытой пресс-форме смеси порошков алмаза АС160Т и меди. Характеристики последней взяты из работы [353], где с высокой точностью получена диаграмма усадки медного порошка в пресс-форме. Обусловленная морфологией порошка его насыпная плотность находится в пределах 0,45...0,48. Модуль Юнга и коэффициент Пуассона сплошной меди равны 110 ГПа и 0,35 соответственно,  $\sigma_m(0) = 150$  МПа, а ее деформационное упрочнение описывается уравнением  $\sigma_m(\varepsilon_m^{pl}) = A(\varepsilon_m^{pl})^n$ , где  $A = 480$ ,  $n = 0,243$  [354].

На рис. 7.9 светлыми кружками и звездочками показаны экспериментальные результаты, полученные в работах [353, 355] для порошка меди; кривые представляют результаты МКЭ-анализа  $s$ -модели КАМ. Прежде всего отметим практическое совпадение расчетных данных с экспериментальными для однородного пористого материала ( $C = 0$ ), что свидетельствует о достоверности как модели, так и использованных в расчетах констант материала. При вычислении начальная относительная плотность матричной фазы предполагалась независимой от объемного содержания алмазов, что в результате приводит к увеличению относительной плотности порошковой смеси на 20 % для  $C = 0,3$  и на 28 % для  $C = 0,4$ . Это удовлетворительно согласуется с известными теоретическими и экспериментальными данными для порошковых смесей, приведенными в работе [356], что доказывает правомерность изложенного выше предположения.

Согласно результатам вычислительного эксперимента увеличение объемного содержания частей твердой фазы приводит к тому, что на начальном участке деформирования плотность композита становится больше плотности матричного материала при том же давлении. В основном это связано с увеличением начальной плотности. Как видно из рис. 7.9, с увеличением объемного содержания алмазов скорость усадки композитной смеси уменьшается. Это становится еще более очевидным при рассмотрении приведенной на рис. 7.10 зависимости относительной плотности матричной фазы от давления прессования. Как показывает анализ полученных результатов, взаимодействие частиц твердой фазы, адекватно учтенное в нашей модели, значительно уменьшает уплотняемость порошковой смеси и, как отмечено в работе [286], является одним из главных факторов влияния на процесс усадки. Следует также учитывать, что если структурная модель имеет форму



**Рис. 7.9.** Зависимость относительной плотности брикета смеси порошков меди и алмаза АС160Т от давления прессования при разном объемном содержании алмазов: 1 —  $C = 0$ ; 2 — 0,1; 3 — 0,2; 4 — 0,3; 5 — 0,4; 6 — экспериментальные данные [353]; 7 — [355]

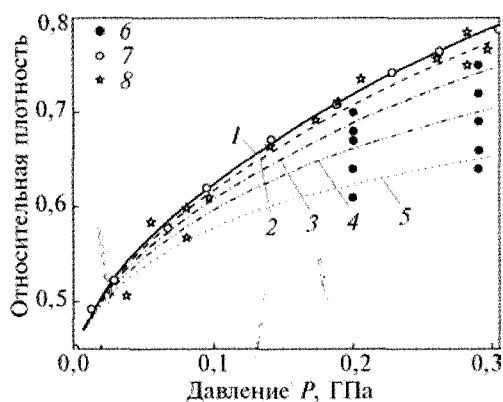


Рис. 7.10. Зависимость относительной плотности смеси порошков алмаз—медь от давления прессования и объемного содержания алмазов: расчеты по структурной модели (1 —  $C = 0$ ; 2 — 0,1; 3 — 0,2; 4 — 0,3; 5 — 0,4) и экспериментальные данные (6 — медь + алмазы; 7 — [355]; 8 — [357])

куба лишь в начальном состоянии, то это предполагает изотропию исходной смеси. В результате нагрузки ее размер в направлении прессования уменьшается на 30...40 % с соответствующим уменьшением в этом направлении расстояния между включениями. Наблюдается также довольно неравномерное уплотнение материала связки, максимальное в зоне между зернами в направлении прессования и минимальное в объеме, который прилегает к экватору включения. Указанные факторы, а также анизотропия спрессованного материала (следствие их влияния) имеют место в реальном опыте; рассмотренная нами структурная модель обеспечивает их адекватное описание.

Кроме данных [355, 357] (белые кружки и звездочки), на рис. 7.10 показаны экспериментальные данные (черные кружки) по усадке смеси порошков меди и алмаза в закрытой пресс-форме при давлении 200 и 300 МПа. Образцы для исследования были получены из смеси порошка меди и алмазов АСС160Т зернистостью 400/315 с помощью одноосного двустороннего прессования в стальной пресс-форме с внутренним диаметром 9 мм. Объемная концентрация алмазов (соответствующая пористости 0 %) варьировалась от 0 до 40 % включительно, с интервалом 10 %. Масса компонентов прессовки рассчитывалась при условии постоянства начального объема образцов. После снятия нагрузки измерялись масса и линейные размеры образцов и на основании этих измерений проводился расчет пористости. Для приведенных концентраций конечная высота образцов составляла от 6,0 мм при давлении 300 МПа до 6,2 мм при давлении 200 МПа. Погрешность измерения линейных величин не превышает 1 %, а массы — не больше 0,2 %; погрешность измерения давления прессования составляет 4 %. Как видно из рис. 7.10, тенденция изменения экспериментальных и расчетных данных одинакова. С учетом различия в оборудовании, порошкового сырья и погрешностей измерения количественное согласование сравниваемых результатов можно рассматривать как полностью удовлетворительное. Это свидетельствует об адекватности предложенной модели и возможности ее применения для прогнозирования усадки смесей порошковых материалов.

### 7.3.3. Влияние температуры на уплотнение порошковой заготовки

При интенсивном электроспекании композиции под давлением активация усадки обеспечивается за счет нагрева заготовки током промышленной частоты. Это приводит к значительному снижению предела текучести материала

основы и, следовательно, получению более плотного материала при том же давлении. Для учета температурного фактора усадки в рассмотренной модели необходимо знать зависимость  $\sigma_T = \sigma_T(\bar{\epsilon}_{pl}^T, T)$ , где  $T$  — текущая температура.

Для кобальта такие данные приведены в работе [358]. В рамках модели Джонсона—Кука формула, аппроксимирующая эти данные, для фиксированной скорости деформации  $\sigma_{T0}$  имеет следующий вид:

$$\sigma_{T0}(\bar{\epsilon}_{pl}, T, f) = [A + B(\bar{\epsilon}_{pl})^n] (1 - \hat{T}^m), \quad (7.10)$$

где  $A$ ,  $B$ ,  $n$  и  $m$  — материальные константы, определяемые при  $T < T_{trans}$ ,  $T_{trans}$  — температура, ниже которой температурной зависимостью предела текучести можно пренебречь. В (7.10) безразмерная температура  $\hat{T}^m$  определяется как

$$\hat{T}^m = \begin{cases} 0, & T < T_{trans}; \\ (T - T_{trans}) / (T_{melt} - T_{trans}), & T_{trans} < T < T_{melt}; \\ 1, & T > T_{melt}. \end{cases}$$

Включение соотношения (7.10) в систему уравнений модели пористого тела, которое уплотняется, позволяет прогнозировать влияние температуры на степень усадки порошковой заготовки под давлением. На рис. 7.11 показаны расчетные зависимости  $d(P)$  при разной температуре, для которых в работе Я.А. Подобы [307] были получены деформационные кривые материала основы. Как видно из рисунка, с повышением температуры происходит значительная интенсификация уплотнения: согласно расчетам, при давлении 350 МПа остаточная пористость составляет близко 18 % при температуре 610 °С, 8 % при температуре 786 °С и около 3 % при температуре 850 °С. Здесь же для сравнения приведены экспериментальные данные из работы [306] для комнатной температуры (черный кружок) и полученные в данной работе экспериментальные значения  $d$  (под давлением 350 МПа) для температуры 433 °С, 610 °С и 786 °С (белые кружки). Наличие погрешности в определении последних обусловлено тем, что не были учтены неоднородность распределения температуры по объему прессовки, погрешность ее измерения, а также формоизменение прессовки. Однако даже в этом приближении наблюдается удовлетворительное согласие расчетных и экспериментальных данных, что свидетельствует об адекватности предложенной теоретической модели.

Таким образом, развита теоретическая модель, с помощью которой мож-

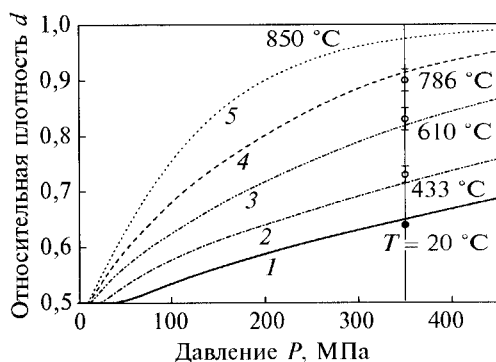


Рис. 7.11. Влияние температуры на уплотнение порошковой заготовки (●, ○ — экспериментальные данные; 1—5 — расчеты по модели)

но осуществлять оценку предела текучести зернистого композитного материала с пористой матрицей и прогнозировать усадку изделий из КАМ под давлением. Модель адекватно учитывает основные факторы, которые определяют характер пластической деформации композита, и обеспечивает качественное и количественное согласование с экспериментальными данными. Параметрический анализ модели свидетельствует о существенном влиянии типа нагрузки, пористости матричного материала и объемного содержания твердых включений на макроскопический предел текучести композита. Показана применимость развитого подхода к исследованию процесса формирования давлением заготовок изделий из КАМ, а полученные теоретические и экспериментальные данные хорошо коррелируют между собой и указывают на существенное снижение способности к уплотнению порошковой смеси с увеличением объемного содержания алмазов.

### Связь усадки КАМ с остаточной пористостью

Оценка значений остаточной пористости спеченных образцов КАМ лишь по закону сохранения массы  $d_i h_i = d_0 h_0$  не дает полного согласования с экспериментальными данными, поскольку формоизменение образцов в процессе спекания имеет некоторые отличия от одноосной деформации. Вместе с тем можно оценить (по крайней мере предварительно) остаточную пористость на основании относительной усадки, которая численно равна отношению изменения высоты образца в процессе интенсивного электроспекания под давлением к его исходной высоте. Эту зависимость можно аппроксимировать прямой линейной функцией (рис. 7.12):

$$f = A_1 + A_2 \Delta h / h_0, \quad (7.11)$$

где  $f$  — остаточная пористость образца;  $\Delta h$  — его усадка.

Определено влияние относительной усадки  $x = \Delta h / h_0$  в пределах 0,25..0,54 на удельное электросопротивление матричного материала. При всех иных равных условиях увеличение относительной усадки приводит к уменьшению удельного сопротивления пористой заготовки (рис. 7.13).

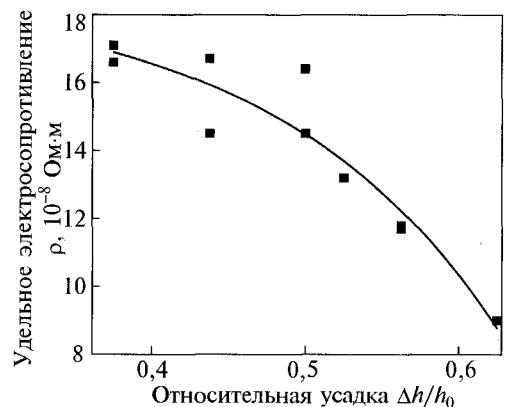
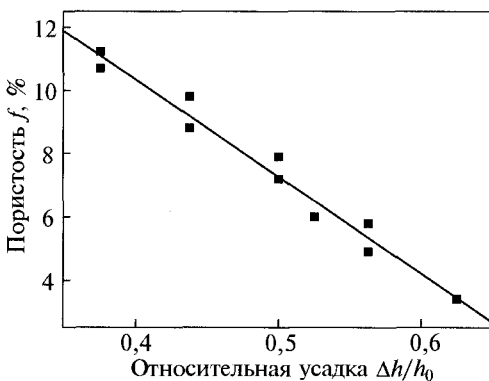


Рис. 7.12. Зависимость остаточной пористости образцов от относительной усадки ( $f = 32,6 - 30,6x$ )

Рис. 7.13. Зависимость удельного электросопротивления КАМ с пористой матрицей от относительной усадки ( $y = A_1 \exp(-x/t_1 + y_0)$ )



### **Влияние технологических параметров на время спекания и твердость КАМ**

Экспериментальные данные о связи продолжительности времени спекания с такими технологическими параметрами, как давление и напряжение тока холостого хода, приведены в табл. 7.4. В экспериментах использовались образцы КАМ на кобальтовой связке, высота предварительно спрессованных брикетов составляла 9,3 мм. Для всех образцов усадка была равна 4,5 мм, а давление изменялось от 150 до 300 МПа с шагом 50 МПа, напряжение холостого хода — от 2,4 до 3,2 В с шагом 0,4 В.

Таблица 7.4. Технологические параметры и свойства образцов КАМ на кобальтовой связке

Напряжение, В	Давление, МПа	Время спекания, с	Остаточная пористость, %	Твердость HRB	Удельная энергия, кДж/г
2,4	300	92	4,4	94	258,7
2,4	250	167	5,75	91	—
2,4	200	111	7,1	86	—
2,4	150	—	5,75	90	—
3,2	300	27	—	—	46,8
3,2	250	25	7,5	84	42,1
3,2	200	24	6,6	90	44,3
3,2	150	42	5,1	91	133,75
3,2	300	53	5,9	91	109,3
2,8	250	66	5,3	91	158,7
2,8	200	90	3	95	304,0
2,8	150	108	5,3	92	—

Из рис. 7.14 видно, что продолжительность спекания возрастает при уменьшении давления для всех значений напряжения холостого хода. В данной серии экспериментов самое большое время спекания наблюдали у образца, который спекался под давлением 150 МПа при напряжении 2,4 В, — более 130 с, а наименьшее — 18 с (под давлением 300 МПа при напряжении 3,2 В). Как видно из рис. 7.15, твердость является функцией не только пористости. При фиксированной остаточной пористости она существенно зависит от режима спекания, в частности давления и напряжения тока (на вторичной обмотке трансформатора). Последнее определяет мощность, а следовательно, температуру и время, за которое образец достигнет заданной степени консолидации. Опыты пока-

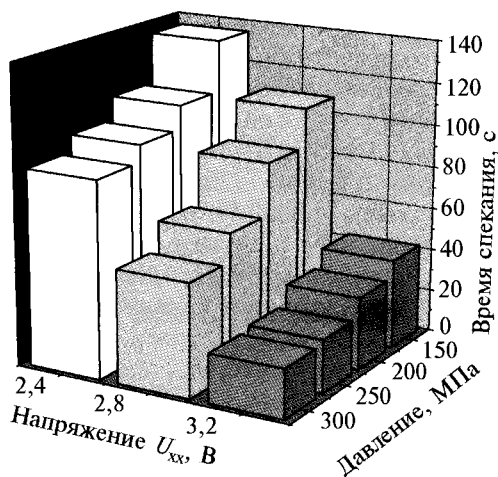


Рис. 7.14. Изменение продолжительности процесса спекания в зависимости от приложенного давления и напряжения холостого хода (остаточная пористость 5 %)

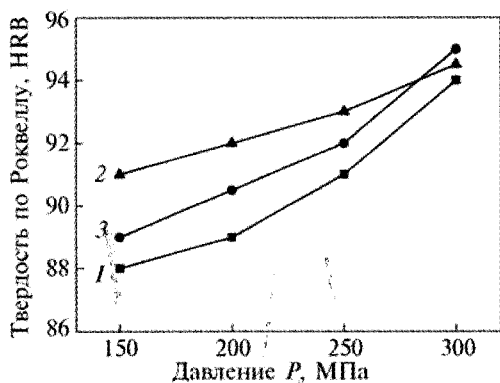


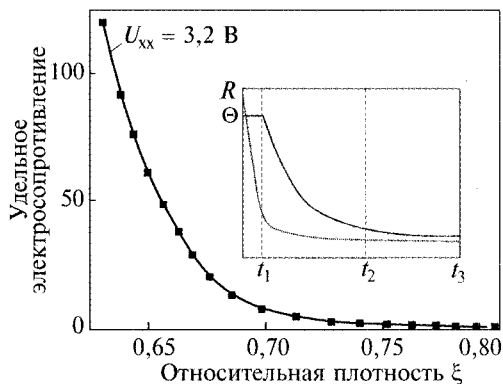
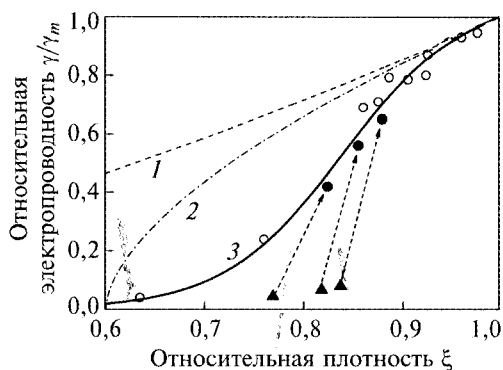
Рис. 7.15. Зависимость агрегатной твердости от приложенного давления для разных значений напряжения тока (на вторичной обмотке трансформатора) при постоянной остаточной пористости 5 %: 1 —  $U = 2,4$  В; 2 — 2,8 В; 3 — 3,2 В

становится больше, чем твердость, достигнутая при других значениях напряжения холостого хода.

Эти, а также другие аналогичные экспериментальные зависимости служат основой для построения теоретических моделей процесса интенсивного электроспекания под давлением и разработки алгоритмов его оптимизации. Как уже отмечалось, целевой функцией (критерием) оптимизации являются эксплуатационные характеристики изделий с КАМ. Поэтому необходимо установить, наряду с приведенными выше, корреляционные связи между параметрами технологического процесса, структуры изделия и производительностью. Результаты этого исследования изложены в следующем параграфе.

### Проводимость однофазного пористого материала

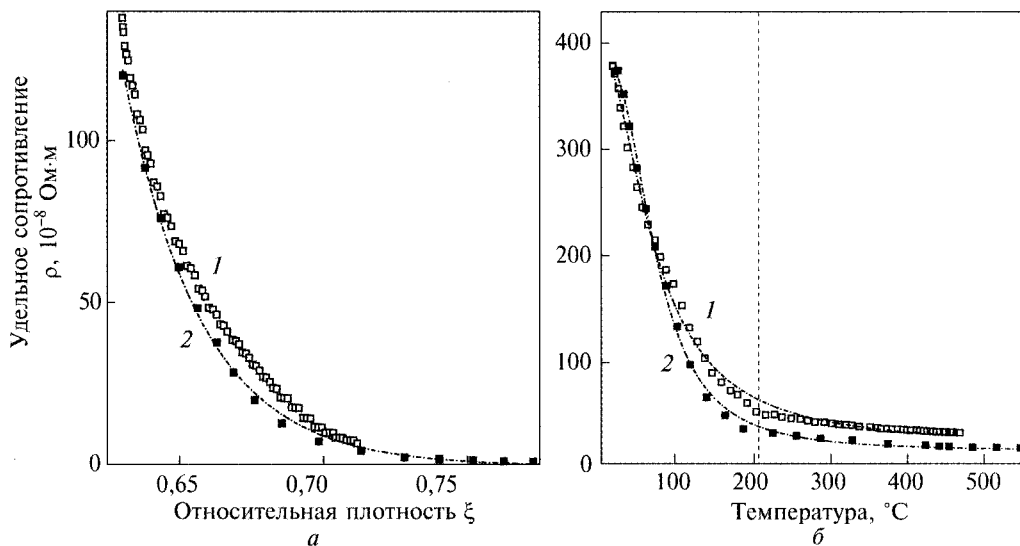
Полученные в работе [305] нормализованные значения электропроводности при комнатной температуре спеченных образцов кобальта  $\gamma^* = \gamma(d) / \gamma(1)$ , где  $\gamma(d) = 1/\rho(\xi)$ , приведены на рис. 7.16. Черными треугольниками показана исходная проводимость этих образцов. Белые кружки соответствуют электропроводности образцов, предварительно спрессованных под давлением 320 МПа, а черные кружки — образцам, спрессованным под давлением 650, 1000 и 1200 МПа. Отметим, что проводимость холодноспрессованного брикета остается близкой к проводимости брикета порошка даже с малой остаточной пористостью, т. е. в макроскопической электропроводности холодноспрессованного порошкового компакта сопротивление межчастичных контактов играет определяющую роль. Поэтому естественно ожидать существенного падения электросопротивления прессовки при нагреве под давлением вследствие увеличения площади пятен контакта при микропластической деформации приконтактной зоны и по мере разрушения поверхностных оксидных пленок на поверхностях зерен порошка [339]. Действительно, интенсивное электроспекание этих образцов под давлением в течение лишь 10 с увеличивает их электропроводность на порядок и более даже при незначительном уменьшении объемной пористости, которая свидетельствует о высокой интенсивности процесса консолидации порошкового каркаса. Проводимость этих образцов после 10 с спекания становится близкой к кривой, аппроксимирующей экспериментальные данные для образцов с более высокой начальной плотностью (сплошная линия).



**Рис. 7.16.** Зависимость нормированной электропроводности образцов пористого кобальта от их относительной плотности  $d = 1 - f$  [305]: 1 — по данным [333], 2 — по данным [335], 3 — аппроксимация экспериментальных данных

**Рис. 7.17.** Результаты экспериментального измерения удельного сопротивления пористого кобальта в процессе интенсивного электроспекания в сравнении с данными работы [359]

Следует отметить, что приведенные выше экспериментальные значения электропроводности получены после завершения процесса спекания (при комнатной температуре) в разгруженном состоянии. Поэтому, вероятно, на измеренную проводимость частично спекенного материала влияет эффект упругой разгрузки (упругого восстановления) [355]. Можно также предположить, что чувствительность проводимости к внешнему силовому влиянию будет снижаться по мере образования матричной структуры. Вместе с тем, при  $d \rightarrow 1$  проводимость полученного методом интенсивного электроспека-



**Рис. 7.18.** Зависимости изменения удельного сопротивления: *a* — от относительной плотности (1 — образец А; 2 — образец В), *б* — от температуры изделия (1 —  $U_{xx} = 2,4$  В; 2 —  $U_{xx} = 3,2$  В)

ния материала приближается к проводимости материала основы, а также к значениям, рассчитанным по моделям, предложенным в работах [333, 335]. Это свидетельствует о завершении процесса консолидации и практически нулевом межчастичном контактном сопротивлении.

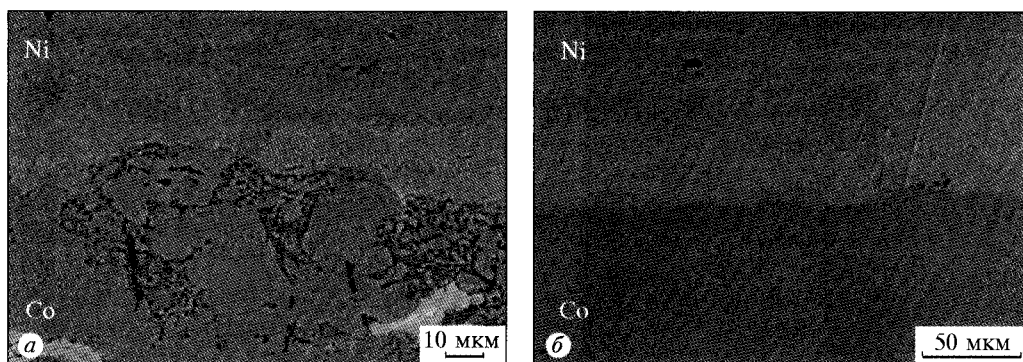
Описанная выше (см. главу 6) система мониторинга параметров процесса электроспекания позволяет определять падение электрического потенциала на участке электрической цепи, которая включает часть пуансона, контактную зону между образцом и пуансоном (прокладку) и сам спекаемый пористый образец. С учетом выполненных измерений контактного сопротивления образца—пуансон, температурных зависимостей свойств материалов и контактных сопротивлений, а также данных, полученных измерительной системой относительно текущей температуры и усадки, определено изменение удельного сопротивления на начальной стадии спекания (рис. 7.17). Как видно из рисунка, удельное сопротивление уменьшается на два порядка уже на начальной стадии спекания при изменении пористости на 5...7 %.

Можно утверждать, что такое существенное изменение проводимости не связано с объемным структурным параметром, а обусловлено исключительно поверхностным фактором, т. е. увеличением площади и изменением качества межчастичных контактов. Аналогичный характер зависимости удельного сопротивления (рис. 7.18) наблюдался и в работах [323, 359].

### 7.3.4. Исследование микроструктуры КАМ, спеченных ИЭСД

Для установления закономерностей формирования микроструктуры и механизмов консолидации проведены серии электроспекания близких по свойствам металлов — кобальта и никеля. Анализ гранулометричного состава исходных порошков показал, что размер частичек кобальта (зернистость 4 мкм) находится в пределах 1...7 мкм, а для никеля (зернистость 25 мкм) — варьируется от 3 до 70 мкм. Оба исходных порошка имели развитую поверхность, поэтому следовало ожидать значительного вклада контактного сопротивления в общее сопротивление образца. Было установлено, что удельное сопротивление кобальтовых брикетов при давлении 300 МПа составляет 60 мкОм · м, тогда как удельное сопротивление чистого кобальта находится в диапазоне 5,5...6,0 мкОм · м. После предварительного холодного прессования под давлением 300 МПа остаточная пористость никелевого и кобальтового брикетов составляла 23 и 30 % соответственно. Уже на начальной стадии спекания поведение этих металлов существенно различается. Так, в результате отсутствия оксидной пленки на поверхности частичек никеля уже через 10 с спекания образуется практически монолитная структура с изолированными порами (рис. 7.19, а), тогда как пористость кобальтовой части образца остается еще значительной. После 85 с спекания и кобальтовая, и никелевая части образца имеют монолитную структуру с отдельными изолированными порами (рис. 7.19, б).

Наличие межфазной границы между двумя схожими по свойствам материалами дает возможность исследовать процесс консолидации при ИЭСД. Расчетная глубина интердиффузии для продолжительности времени спекания 85 с при температуре 900 °С составляет около 0,2 мкм, что на порядок меньше экспериментально установленной глубины (рис. 7.20, б). Это подтверждает



**Рис. 7.19.** Эволюция микроструктуры кобальта и никеля в процессе интенсивного электро- спекания: *а* — в течение 10 с ( $\times 1000$ ), *б* — в течение 85 с ( $\times 500$ )

ется распределением элементов, полученным сканированием межфазной границы Ni-Co вдоль линии, перпендикулярной границе раздела двух спеченных металлов, с использованием системы энергодисперсионного микроанализа INCA Energy 450.

Качественное распределение элементов вдоль указанной линии приведено на рис. 7.20, *б*. Значительное превышение экспериментально установленной глубины взаимопроникновения металлов по сравнению с расчетной может быть обусловлено активацией диффузии электрическим током, т. е. с так называемой электромиграцией. В пользу этого предположения свидетельствуют также данные работы Фу [360], наблюдавшего увеличение коэффициента диффузии при спекании никеля электроразрядным способом (SPS) в три раза по сравнению с горячим прессованием при 900 °С. Итак, электроактивированная диффузия — один из наиболее вероятных механизмов консолидации при электроспекании металлических порошков.

Таким образом, доминирующим механизмом уплотнения при ИЭСД является термоактивированная пластичность, а вероятными механизмами консолидации (перехода межчастичных границ в межзеренные) — термоактивированная диффузия, разрушение оксидных пленок, локальное плавление (контактная сварка), электромиграция, механическое перемешивание.

Различие процессов традиционного (свободного) спекания и интенсивного электроспекания состоит не только в диапазоне изменения термобаровременных параметров, но и в механизме формирования микроструктуры спекаемого материала. В случае свободного спекания как консолидация, так и уплотнение происходят путем диффузионного массопереноса, причем формирование структуры начинается с увеличения перешейков между частицами, т. е. происходит преобразование межчастичных контактов в межзеренные. На этом этапе консолидация доминирует над уплотнением, поэтому не случайно, что основной вклад в проводимость пористого материала, полученного свободным спеканием, дает именно «объемный» структурный параметр, т. е. пористость. Как следствие, изменение свойств таких материалов, в частности проводимости [334, 335], удовлетворительно описывается теориями, где единым внутренним параметром служит пористость или относительная плотность. И наоборот, при интенсивном электроспекании под давлением процессы уп-

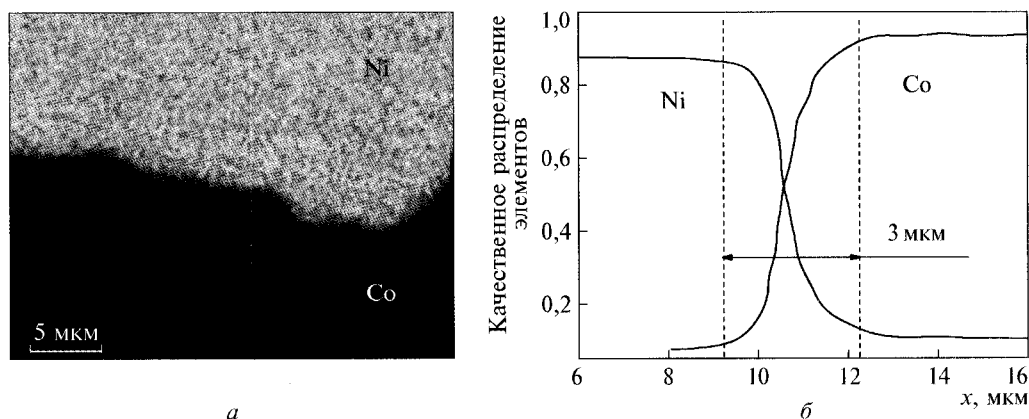


Рис. 7.20. Контрастная микрофотография межфазной границы электроспеченных никеля и кобальта (а) и распределение элементов в области их межфазной границы (б)

лотнения и консолидации протекают одновременно и приводят к существенному уменьшению пористости за весьма короткое время (единицы либо десятки секунд). При этом физическими механизмами уплотнения являются пластичность и дислокационная ползучесть.

Консолидация связана с разрушением при деформировании более хрупких по сравнению с основным материалом поверхностных оксидных пленок, локальным нагревом межчастичных контактов джоулевым теплом и давлением, которые способствуют преобразованию межчастичных границ в межзеренные. Физический механизм консолидации порошковой смеси — предмет отдельного исследования, однако с достаточной уверенностью можно утверждать, что он есть комплексным и включает ряд явлений, характерных для сварки под давлением [39, 305, 306, 361]. При этом проводимость определяется по крайней мере двумя структурными параметрами — объемным (пористостью) и поверхностным, например удельной площадью межчастичных контактов и их переходом в межзеренные. Оба параметра характеризуют степень завершенности процесса спекания и существенно влияют на его физико-механические свойства.

Степень консолидации характеризуется текущим состоянием межчастичных контактов, поэтому ее оценку можно проводить с помощью контроля структурно-чувствительного свойства материала. В контексте данной работы естественным есть выбор в качестве такого контролирующего параметра удельной электропроводности пористого материала. Существующие теоретические модели спекания не обеспечивают надлежащего описания указанных особенностей процессов уплотнения и консолидации при интенсивном электроспекании под давлением, поэтому необходимо их усовершенствовать.

### 7.3.5. Структура и свойства КАМ, спеченных ИЭСД

Одними из приоритетных исследований, проводимых в ИСМ НАНУ, являются исследования, направленные на разработку процессов спекания КАМ, которые способны сохранять прочностные свойства алмазов на исходном

уровне. Как альтернатива традиционным способам спекания, прежде всего способу горячего прессования, разработан и развивается метод интенсивного спекания при повышенном давлении до 500 МПа [38, 302]. Суть метода заключается в предварительном сжатии брикетов в контейнере из литографского камня и последующем их быстром нагреве прямым пропусканием электрического тока в технологическом узле оригинальной конструкции (см. рис. 6.12) [38]. При этом скорость нагрева в начальный период спекания обычно достигает 1000 °С/с, а в установившемся режиме (после 0,7 с) снижается до 150 °С/с и остается постоянной до окончания процесса [307].

Повторяемость условий спекания и свойств композитов обеспечивается системой управления процессом, которая отключает источник напряжения при выделении в спекаемом объеме КАМ задаваемого значения электрической энергии. По сравнению с традиционными этот способ отличается высоким быстродействием и значительно более высоким давлением (до 500 МПа), которые способствуют сохранению исходных свойств алмаза и интенсифицируют процесс спекания связки. Он не требует применения дорогостоящего сложного технологического оборудования и, что, безусловно, важно, отличается минимальными удельными энергозатратами на спекание единицы объема КАМ (не более 15...40 кДж/см<sup>3</sup>).

С целью изучения влияния параметров термобаровременного воздействия на алмазы в процессе спекания КАМ исследованы прочностные свойства исходных и рекуперированных из спеченных изделий алмазов по ГОСТ 9605-80. С использованием специализированного прибора ДА-2м испытывали не менее 50 зерен каждой партии исходных и рекуперированных алмазов марки АС50 400/315.

Анализируя результаты испытаний на прочность, можно сделать вывод: 50 % алмазов, рекуперированных из КАМ и спеченных при давлении 270 и 180 МПа, разрушаются при 65...68 и 57...60 Н, соответственно, т. е. их прочность составляет 0,80...0,82 и 0,69...0,73 от прочности исходных алмазов. С учетом поправки на снижение прочности алмазов в процессе рекуперации (20 %) можно утверждать, что метод интенсивного электроспекания под давлением позволяет сохранять прочностные свойства синтетических алмазов в спекаемом композите при уровне прикладываемого давления в технологическом узле не менее 270 МПа. В тоже время при спекании КАМ под давлением 180 МПа прочность алмазных зерен уменьшается только на 10 %.

В настоящей работе приведены результаты исследования спекания КАМ на связках на основе Fe-Cu-Sn-Ni и Co. В качестве практической иллюстрации эффективности разработанного способа можно представить спекание КАМ функциональных режущих элементов инструмента для шлифования природного камня диаметром 9 мм и высотой алмазосодержащего слоя КАМ 4 мм на стальной державке высотой 15 мм. Продолжительность процесса спекания таких элементов составляет всего около 2 с при прикладываемом давлении 270 МПа. При этом через спекаемый материал пропускается переменный ток промышленной частоты плотностью до 40 А/мм<sup>2</sup>. Механические свойства спеченных КАМ определяются энергией, выделяемой в технологическом узле, и прикладываемым давлением.

Спеченные при оптимальных режимах композиты на связке Fe-Cu-Sn-Ni с объемной концентрацией алмазов 25 % имеют плотность 6,74 г/см<sup>3</sup>, удельное

электросопротивление 22...26 мкОм · см и теплопроводность около 100 Вт/(м · К). При спекании композитов на связке Fe-Cu-Sn-Ni с увеличением зернистости алмазного порошка установлено незначительное уменьшение энергии. Композиты с алмазами меньшей зернистости имеют более высокую агрегатную твердость (95 HRB) при равной концентрации алмазов (см. рис. 7.15). Этот эффект равносителен увеличению концентрации алмазов в КАМ при той же зернистости.

При исследовании фазового состава спеченных алмазосодержащих материалов на связке Fe-Cu-Sn-Ni во всех образцах, полученных при разных режимах, выявлено наличие алмаза, меди и модификации железа Fe<sub>α</sub>. Наблюдается также наличие графита, но интерметаллидных соединений не обнаружено. Однако отмечено увеличение периода решетки меди больше табличного, что свидетельствует, по-видимому, об образовании твердых растворов олова в меди.

Структурные исследования показали, что рассмотренный метод спекания способствует получению композиционного материала с неравновесной структурой связки, твердость которой достигает 100 HRB, и надежным закреплением в ней алмазных зерен, сохраняющих свои режущие свойства. Приваренные к стальной державке в процессе спекания КАМ на кобальтовой связке имеют прочность на сдвиг относительно державки порядка 130 МПа, что больше, чем у элементов на связке Fe-Cu-Sn-Ni.

На основании этого были сделаны выводы, что для изготовления по данной технологии композитов для использования в буровом инструменте в качестве связки необходимо применять высококобальтовые твердые сплавы.

В результате проведенных исследований структуры и свойств связок ВК15 и ВК60М, а также композитов на их основе были определены оптимальные технологические параметры для спекания твердосплавной матрицы в зависимости от размеров и марки спекаемого твердого сплава (табл. 7.5).

При проведении исследований по влиянию режимов спекания на физико-механические характеристики спеченных материалов измеряли твердость, коэрцитивную силу, удельное электросопротивление, плотность образцов.

Твердость определяли двумя методами: по Роквеллу (HRA) и Виккерсу (HV). Измерения твердости по Виккерсу проводили при нагрузке 1 кН с выдержкой под нагрузкой 15 с. Измерения коэрцитивной силы проводили на коэрцитиметре «Кобальт-1», который позволяет намагничивать образцы постоянным током до технического насыщения и размагничивать их. Погрешность измерения не превышала ±1 %. Для калибровки прибора использовали аттестованные эта-

Таблица 7.5. Технологические параметры при интенсивном электроспекании различных марок твердых сплавов

Характеристика образца (марка твердого сплава, размеры)	Напряжение холостого хода, В	Энергия, кДж	Давление при спекании, МПа
ВК15 (Ø 6 мм, высота 10 мм)	4	11...12	240
ВК60М (Ø 10 мм, высота 10 мм)	4,5	18...20	300
ВК60М (Ø 6 мм, высота 10 мм)	3,4	10...12	240
ВК60М + алмаз (Ø 10 мм, высота 10 мм)	4,5	18...20	300
ВК15 + алмаз (Ø 10 мм, высота 10 мм)	4,5	20...24	300



лонные образцы. Измерения коэрцитивной силы образцов дало возможность качественно проконтролировать их фазовый состав и параметры структуры, поскольку она изменяется в зависимости от толщины кобальтовых прослоек твердого сплава, определяемой размером карбидных зерен, от количества меди в сплавах и остаточных напряжений, которые изменяются в зависимости от режимов спекания. Для определения удельного электросопротивления образцов связок и КАМ на их основе использовался четырехзондовый метод измерения при расположении измерительных зондов по прямой линии. Падение напряжения с достаточной для исследований точностью измеряли с помощью моста постоянного тока Р348. Для уменьшения погрешности учитывали влияние термоЭДС и наводок. Исследования проводили при двух направлениях тока, протекающего через образец, и при двух направлениях компенсационного тока моста Р348. Точность измерения напряжения при указанных условиях составляла  $\pm 0,1$  мкВ, что обуславливало погрешность каждого измерения на уровне не более 2 %. Измерения плотности проводили по традиционной методике гидростатического взвешивания в воде и на воздухе.

Как показали теоретические расчеты и экспериментальные наблюдения, процесс интенсивного электроспекания является весьма сложным явлением и сильно зависит от многих факторов: свойств исходной порошковой смеси и способа ее формирования, параметров электросиловой нагрузки, времени и температуры спекания и т. д. Поэтому, учитывая необходимость получения высококачественного продукта, следует выбирать параметры процесса спекания оптимальным образом и первый шаг на этом пути состоит в определении цели оптимизации, т. е. выбора целевой функции.

Результаты исследований производительности КАМ (рис. 7.21, 7.22) показывают, что с изменением агрегатной твердости композита одновременно изменяются интенсивность его изнашивания и производительность. Как и следовало ожидать, увеличение твердости обуславливает повышение износостойкости, но производительность при этом уменьшается. Очевидно, что оптимального «на все случаи» варианта не существует, поэтому в каждом конкретном случае необходимо прежде всего определить баланс между указанными эксплуатационными характеристиками, исходя из требований заказчика и конкретных условий применения (обрабатываемый материал, скорость проходки, условия нагрузки и охлаждение и т. д.). Наличие формализованного критерия (в виде линейной или нелинейной функции эксплуатационных характеристик, экстремум которой соответствует их оптимальному соотношению) является необходимой составляющей алгоритма оптимизации. При необходимости формулируются также ограничения на исходные (управляющие) и производные (давление, температура) параметры, которые являются аргументами оптимизационного критерия. В нашем случае эти ограничения связаны, с одной стороны, с возможностями лабораторной установки (давление до 300 МПа, напряжение на первичной обмотке 3,6 В), а с другой — с сохранением синтетических алмазов в процессе спекания неповрежденными, что накладывает ограничения на температуру ( $T < 900$  °С) и продолжительность процесса спекания.

В качестве примера предположим, что нам нужен КАМ с производительностью  $G$  не ниже 3 г/(мин · см<sup>2</sup>), при этом интенсивность изнашивания  $i_0$  не должна превышать 1 мг/г (это относительные значения, поскольку мето-

дика испытаний не стандартизирована). Из установленных экспериментально зависимостей (см. рис. 7.21 и 7.22) находим, что эти условия выполняются, когда агрегатная твердость КАМ составляет 90 HRB. В свою очередь, из рис. 7.15 следует, что необходимая твердость реализуется при остаточной пористости порядка 4 %, поэтому термобаровременные параметры процесса необходимо выбирать, исходя из этого условия. Этот выбор, впрочем, не является однозначным. Согласно экспериментальным (см. рис. 7.12, 7.17, 7.18) и расчетным данным, одна и та же остаточная пористость может быть получена в широком диапазоне изменения давления и напряжения тока путем изменения продолжительности процесса спекания — от 15 с при  $P = 300$  МПа и  $U_0 = 3,2$  В до 150 с при  $P = 135$  МПа и  $U_0 = 2,4$  В. Поэтому для окончательного выбора режима спекания необходимо учитывать и другие факторы, которые влияют на твердость и производительность элементов из КАМ.

Так, на рис. 7.15 приведена зависимость агрегатной твердости от приложенного давления для разных напряжений на первичной обмотке трансформатора при постоянной остаточной пористости 5 %. Детальное исследование показывает, что с увеличением давления от 150 до 300 МПа твердость постоянно возрастает независимо от интенсивности нагрева. Вместе с тем, зависимость твердости от напряжения не является монотонной: при давлении от 150 до 250 МПа и напряжении 2,8 В агрегатная твердость больше твердости, достигнутой при другом напряжении холостого хода. В то же время при давлении 300 МПа твердость является монотонно возрастающей функцией напряжения на первичной обмотке трансформатора, что достигается в наших опытах при напряжении 3,2 В.

На рис. 7.21 и 7.22 приведены данные исследования производительности и интенсивности изнашивания КАМ с остаточной пористостью 5 %, полученные

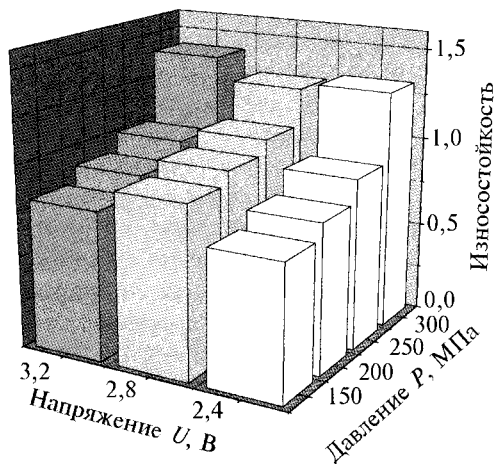
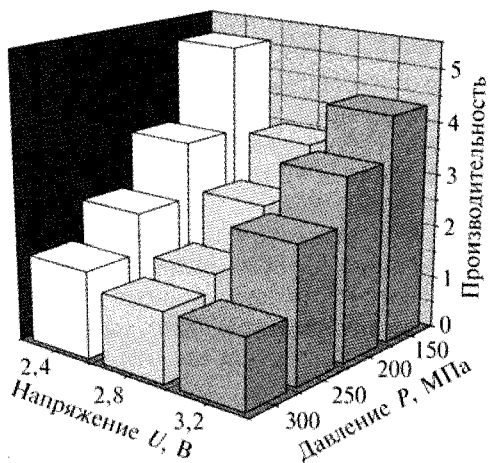


Рис. 7.21. Зависимость производительности элемента КАМ от давления и напряжения тока при постоянной остаточной пористости 5 %

Рис. 7.22. Зависимость износостойкости КАМ от давления и напряжения тока при постоянной остаточной пористости 5 %

при разных режимах спекания. Относительно производительности, то она довольно чувствительна к приложенному давлению и монотонно падает с его увеличением, а влияние напряжения на нее не существенно. Износостойкость возрастает с увеличением давления спекания и достигает максимума при  $P = 300$  МПа и  $U_0 = 3,2$  В.

Среди данных, которые необходимо учитывать при выборе режима технологического процесса, есть зависимость твердости и интенсивности изнашивания КАМ от энергии, израсходованной на его спекание. Как свидетельствуют результаты исследований (см. рис. 6.33 и 6.36, табл. 6.6 и 6.8), удельной энергии  $E_p < 40$  кДж/г недостаточно для получения композиционного материала с пористостью меньше 10 % и твердостью больше 80 НРВ. Однако при удельной энергии  $E_p$  выше 100 кДж/г твердость уже не увеличивается (см. табл. 7.4). Как показали опыты, существует оптимальное значение  $E_p \approx 90$  кДж/г, выше которого износостойкость снижается, что, возможно, связано с перегревом и, как следствие, частичной деградацией алмазов.

Приведенные данные показывают, что, во-первых, проблема оптимизации довольно сложная, во-вторых, существует множество вариантов ее решения. Вместе с тем, из совокупности полученных данных однозначно вытекает, что повышение эксплуатационных характеристик достигается при повышении интенсивности процесса электроспекания как по давлению, так и по току. Очевидно, такую тенденцию можно объяснить особенностями формирования микроструктуры КАМ (в частности, межчастичных контактов) в зависимости от силы тока и давления, которые приводят, при равных  $P$ — $T$ -условиях, к разной степени консолидации. Так, результаты анализа проводимости пористого образца в процессе спекания показали, что высшую степень консолидации (и, соответственно, меньшее электросопротивление) при одинаковой пористости и температуре имеют образцы, спеченные при большей мощности тока, но за более короткое время. Знание закономерностей эволюции структуры КАМ дает возможность ее целенаправленного формирования с помощью надлежащего выбора параметров режима спекания, что, вероятно, и есть наиболее исчерпывающим решением задачи оптимизации. Разработанная система мониторинга позволяет, по крайней мере опосредованно, анализировать некоторые из этих закономерностей.

Для получения исчерпывающей информации о влиянии параметров процесса интенсивного электроспекания на формирование структуры КАМ эти данные необходимо дополнить данными структурных и металлографических исследований. Однако даже имеющиеся результаты исследований позволяют определить режимы, наиболее оптимальные с точки зрения получения высококачественных материалов. На рис. 7.23 для сравнения

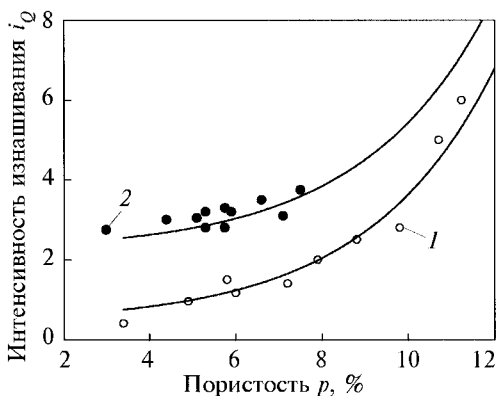


Рис. 7.23. Интенсивность изнашивания КАМ как функция пористости: 1 —  $P = 300$  МПа,  $U_0 = 3,6$  В; 2 —  $P = 250$  МПа,  $U_0 = 2,8$  В; сплошные линии —  $B$ -аппроксимация

приведены данные интенсивности изнашивания образцов с КАМ, полученных при  $U_0 = 2,8$  В и  $P = 250$  МПа (2) и  $U_0 = 3,6$  В и  $P = 300$  МПа (1), которые четко свидетельствуют в пользу более «интенсивного» режима. К сожалению, указанные для режима (1) давление и напряжение являются пока техническим пределом возможностей лабораторной установки. Хотя, исходя из тенденции, следует ожидать дальнейшего повышения эксплуатационных характеристик КАМ с увеличением давления и мощности тока при спекании.

#### 7.4. ПРИМЕНЕНИЕ ИНТЕНСИВНОГО ЭЛЕКТРОСПЕКАНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ВСТАВОК И СЕГМЕНТОВ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

Результаты исследований показывают, что технологические параметры процесса интенсивного электроспекания существенно влияют на остаточную пористость и физико-механические свойства КАМ. Образцы для исследований изготавливались из оксидного порошка кобальта и алмазов марки АС160Т. Брикет формировался методом одноосного двустороннего холодного прессования в закрытой стальной пресс-форме под давлением 550 МПа. Начальная высота и пористость брикетов КАМ составляли 7,5 мм и 40 % соответственно. В проведенной серии опытов усадка составляла от 2 до 4,5 мм с шагом 0,5 мм, напряжение холостого хода — от 2,4 до 3,2 В с шагом 0,4 В, давление — от 150 до 300 МПа с шагом 50 МПа. Результаты исследований при  $U_{xx} = 2,4$  В и  $P = 300$  МПа приведены в табл. 7.6.

Далее данные таблицы будут использованы для анализа влияния технологических параметров на остаточную пористость и физико-механические свойства спеченных КАМ.

Таблица 7.6. Экспериментальные данные по спеканию КАМ на кобальтовой связке при давлении 300 МПа и напряжении холостого хода  $U_{xx} = 2,4$  В

$I_{max}$ , кА	Усадка, мм	Время спекания, с	Пористость, %	Твердость, HRB	Удельное сопротивление, $\times 10^{-8}$ Ом · м
1,94	3	8,22	7,9	—	16,4
2,2	3,5	10,1	4,9	—	11,7
2,1	2,5	7,3	8,8	80	14,5
2,1	3,2	10,9	6	93	13,2
1,9	2	8,6	10,7	70	17,1
1,9	3	11,9	7,2	88	14,5
1,7	2	8,8	11,2	65	16,6
1,8	2,5	8,2	9,8	74	16,7
2,1	3,5	14,3	5,8	90	11,8
1,8	4	13,8	3,4	92	9,0

\* Под временем спекания следует понимать время до отключения тока в цепи.

## 7.5. МЕТОДИКА ЭКСПРЕСС-ОЦЕНКИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ

При оптимизации технологии изготовления КАМ наряду с исследованием их микроструктуры и изучением физико-механических характеристик важным фактором является оценка трудоспособности рабочих элементов в условиях, близких к реальному процессу обработки. Основные требования к КАМ для обработки строительных материалов и горных пород следующие:

- высокая производительность резания,
- высокая абразивная износостойкость,
- высокая теплопроводность для отвода тепла из зоны резания.

Оценка производительности элементов из КАМ проводилась при условиях, типичных для работы алмазных кольцевых сверл на строительных материалах (мрамор, гранит, бетон, железобетон и др.). Испытания выполняли при следующих условиях: линейная скорость от 1 до 3 м/с, подача с постоянным усилием (контактное давление от 1 до 3 МПа), охлаждение водой 3 л/мин.

Исследования проводились с помощью специально разработанного устройства, схема которого приведена в главе 3 (см. рис. 3.15). Обрабатываемый образец 1 из песчаника, закрепленный на шпинделе установки, оборачивается со скоростью 350 об/мин, которая при работе элемента на диаметрах 60; 85 и 110 мм обеспечивает линейную скорость от 1 до 2 м/с, типичную в практике бурения коронками и сверления этих пород. Исследуемая вставка 2 с КАМ, которая имеет возможность перемещаться в обратно-поступательном направлении вдоль направляющей 3, прижимается к торцу обрабатываемого образца. С помощью сменных дисков 5 регулируется рабочее давление в зоне контакта. Установка позволяет прикладывать усилие до 200 Н, что соответствует контактному давлению 3 МПа на рабочей поверхности образца КАМ. В процессе изнашивания в зависимости от давления в зоне контакта, а также от соотношения физико-механических и трибологических характеристик породы и КАМ (твердости, абразивной износостойкости) каждый элемент приобретает свой индивидуальный рабочий профиль. Поэтому для получения начального профиля каждой вставки с КАМ проводили его предварительную приработку на наименьшем радиусе (соответственно с минимальной скоростью). После этого выполняли испытания на производительность и износостойкость вставок с КАМ при работе с линейной скоростью 1,0; 1,5 и 2,0 м/с, начиная с минимальной (с диаметра 60 мм).

Испытывались цилиндрические вставки диаметром 10 мм и высотой 5 мм, изготовленные методом интенсивного электроспекания под давлением. Кроме цилиндрических элементов, с помощью данного устройства испытанию можно подвергать образцы с разными формами контакта в поперечном разрезе (например сегменты дисковых пил), но при этом необходимо выполнить условия перекрытия алмазными зернами всей площади среза. В случае несоблюдения этих условий алмазный элемент «зависает» вследствие контакта связки с обрабатываемым материалом и процесс резания практически прекращается. Необходимо также привести в соответствие действующее контактное давление. В качестве обрабатываемого материала был выбран песчаник

Торезкого месторождения, который имеет высокую абразивную способность. Это важно для получения достоверной информации об эксплуатационных возможностях КАМ в экспресс-испытаниях. Из песчаника вырезали диски диаметром  $d = 125$  мм и высотой  $h = 50$  мм.

Общепринятыми показателями работоспособности функционального элемента являются интенсивность изнашивания и производительность резания [22, 23]. Интенсивность его изнашивания определяется как отношение износа КАМ к износу обрабатываемого материала (ГОСТ 23.002-78). Под удельной производительностью понимаем массу песчаника, срезанную за 1 мин при данной скорости и нормированную к площади контакта ( $\text{г}/(\text{мин} \cdot \text{см}^2)$ ). Данная методика и устройство не стандартизированы и предназначены в первую очередь для сравнительных испытаний с целью изучения влияния технологических параметров процесса интенсивного электроспекания на эксплуатационные характеристики рабочих элементов с КАМ.

Проведено систематическое исследование влияния технологических параметров процесса интенсивного электроспекания на производительность и износостойкость образцов с КАМ, свойства которых рассмотрены в предыдущем параграфе. Результаты испытаний серии образцов КАМ приведены в табл. 7.7. Согласно табличным данным, интенсивность изнашивания и износостойкость алмазосодержащих вставок зависят от режимов электроспекания, а эксплуатационные характеристики КАМ существенно изменяются при изменении режимов спекания. Следовательно, существует возможность их повышения с помощью оптимального выбора параметров технологического процесса.

В процессе работы КАМ изнашивание матрицы и алмазов происходит одновременно, однако в зависимости от остаточной пористости матрицы эти процессы протекают с разной интенсивностью. При малой пористости агрегатная твердость КАМ, а следовательно, и износостойкость высокие (рис. 7.24). Но это препятствует вскрытию новых алмазов, и удельные затраты алмазов и производительность становятся низкими. Если интенсивность изнашивания матричного материала превышает интенсивность изнашивания алмазов, а алмазоудержание достаточно хорошее, то на рабочей поверхности всегда имеется необходимое количество алмазов с достаточным выступанием. Это способствует

Таблица 7.7. Характеристики КАМ, спеченных по разным технологиям

Тип вставки КАМ	Используемые алмазы	Время спекания, с	Удельная износостойкость, мг/кг	Удельные энергозатраты, МДж/см <sup>3</sup>	Относительная себестоимость
Серийная вставка из «Славутича» (тип С3122) (связка ВК6) — горячее прессование	A630/500 (XV группа, 100 %)	1200	12,5	2,5	1,00
Серийная вставка из твесала (связка ВК6) — горячее прессование	АС80 400/315 (100 %)	1200	28,2	2,5	0,60
Экспериментальная вставка (тип С3122) (связка ВК6ОМ) — интенсивное электроспекание под давлением	A630/500 (V катег., XX группа, ячейки, 100 %)	8...10	14,2	1,0	0,78

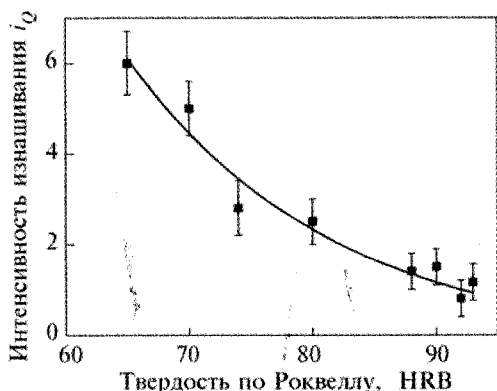


Рис. 7.24. Влияние агрегатной твердости КАМ на интенсивность изнашивания:  
 $(y = A_1 \exp(-x/t_1) + y_0)$

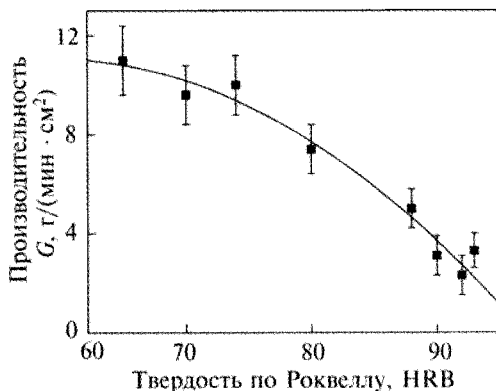


Рис. 7.25. Зависимость производительности от агрегатной твердости КАМ  
 $(G = -16 + 0,9 H - 0,008 H^2)$

интенсивному разрушению обрабатываемого материала, т. е. повышению производительности элемента из КАМ (рис. 7.25).

Когда пористость связки настолько большая, что силы алмазодержания недостаточно для фиксации алмазов в приповерхностном слое, происходит процесс вырывания последних, что приводит к увеличению удельных затрат алмазов без повышения производительности. Оптимальное соотношение производительности и износостойкости в каждом конкретном случае зависит от условий работы инструмента (нагрузка, тип породы, интенсивность охлаждения и т. д.) и требований заказчика, поэтому критерий оптимизации должен формулироваться для конкретных условий работы КАМ с учетом указанных выше факторов (табл. 7.8).

Из полной энергии, которая выделяется в технологической ячейке, определенная ее доля превращается в теплоту, которая активизирует процессы уплотнения и консолидации. Как показали исследования, эксплуатационные свойства КАМ также существенно зависят от удельной энергии, которая выделяется в про-

Таблица 7.8. Зависимость производительности и интенсивности изнашивания алмазосодержащих вставок от усадки \*

$I_{\max}, \text{кА}$	Усадка, мм	Время спекания, с	Производительность $G, \text{г}/(\text{мин} \cdot \text{см}^2)$	Интенсивность изнашивания $I_Q$
1,94	3	8,22	7,1	2
2,2	3,5	10,1	2,5	0,95
2,1	2,5	7,3	7,4	2,5
2,1	3,2	10,9	3,3	1,16
1,9	2	8,6	9,6	5
1,9	3	11,9	5	1,4
1,7	2	8,8	11	6
1,8	2,5	8,2	10	2,8
2,1	3,5	14,3	3,1	1,5
1,8	4	13,8	2,3	0,4

\*  $U_{\text{xx}} = 2,4 \text{ В}, P = 300 \text{ МПа}$ .

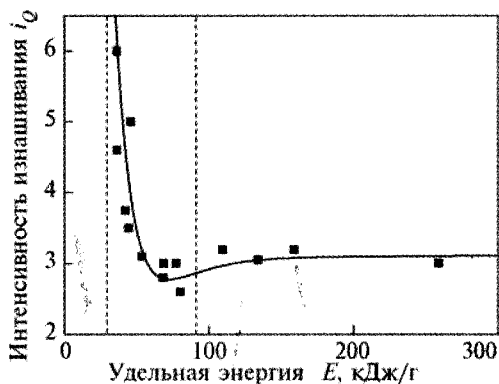


Рис. 7.26. Зависимость интенсивности изнашивания образца КАМ от удельной энергии спекания

цессе интенсивного электроспекания под давлением.

На рис. 7.26 приведена зависимость интенсивности изнашивания образца КАМ от удельной энергии, израсходованной на его спекание. Эти данные хорошо коррелируют с данными о влиянии энергии спекания на пористость и агрегатную твердость и подтверждают существование

диапазона значений удельной энергии, в котором целесообразно проводить спекание. Как видно из рис. 7.26, износостойкость рассматриваемой композиции достигает максимума при  $E_p = 80...90$  кДж/г.

## 7.6. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОПЫТНЫХ СЕГМЕНТОВ И ИХ ИСПЫТАНИЕ

Полученные выше теоретические и экспериментальные данные о влиянии параметров процесса электроспекания на формирование структуры и свойств КАМ использованы при разработке и реализации усовершенствованной технологии производства рабочих элементов породоразрушающего инструмента, в частности алмазосодержащих сегментов. Разработана оригинальная конструкция рабочего узла (технологической ячейки), которая обеспечивает одновременное спекание трех сегментов необходимой формы и размера (рис. 7.27). Методом интенсивного электроспекания изготовлена опытная партия алмазных радиусных сегментов размером  $3,5 \times 8 \times 24$  мм на кобальтовой связке с 75%-ной условной концентрацией синтетических алмазов АС100 зернистостью 500/400. Этими сегментами были оснащены кольцевые сверла диаметром 60 мм для работы по тяжелому железобетону (рис. 7.28); сегменты закреплялись на корпусе методом пайки. Содержание алмазов в каждом сверле составляло 10,1 карат.

Производственные испытания сверл проведены в строительной компании ООО «Димолишн Бригадес Групп» («ДШБ Групп», г. Киев) на ус-

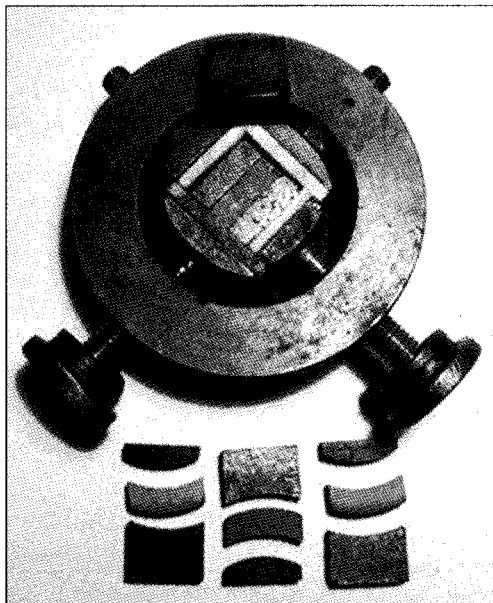


Рис. 7.27. Пресс-форма для изготовления сегментов из КАМ методом интенсивного электроспекания под давлением



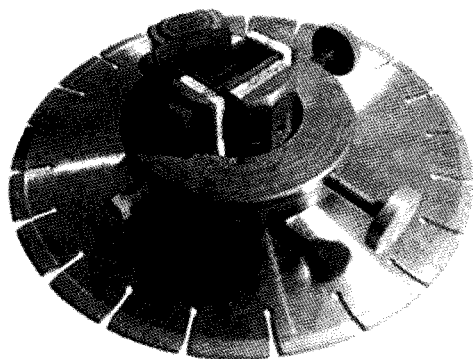
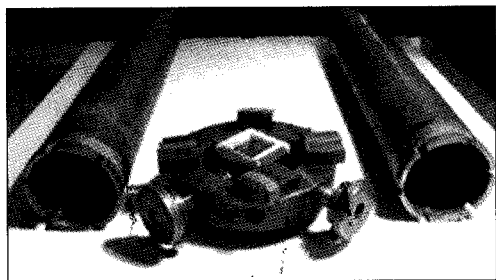


Рис. 7.28. Кольцевые сверла диаметром 60 мм, оснащенные сегментами, изготовленными методом интенсивного электроспекания под давлением

Рис. 7.29. Отрезной круг диаметром 400 мм, оснащенный сегментами с КАМ, изготовленными методом интенсивного электроспекания

тановке алмазного бурения фирмы «CEDIMA» (Германия) Р-3000 (для алмазного бурения отверстий в строительных конструкциях из монолита, железобетона и кирпича) при выполнении работ по реконструкции Олимпийского стадиона в г. Киеве. При работе по тяжелому железобетону (с охлаждением проточной водой) были зафиксированы следующие показатели: производительность 15 мм/мин, стойкость сверла 5,1 погонных метров. Установлено, что изготовленные по технологии электроспекания сегменты с КАМ (рис. 7.29) по работоспособности находятся на одном уровне с аналогичными изделиями ведущих мировых производителей.

В ИСМ НАНУ разработана большая номенклатура радиусных сегментов для алмазных кольцевых сверл диаметром от 8 до 400 мм для сверления природного камня, бетона и железобетона. Сегменты на кобальтовой связке и модифицированной связке типа М6-14 изготавливаются по технологиям пропитки в среде водорода и электроспекания под давлением в металлических пресс-формах.

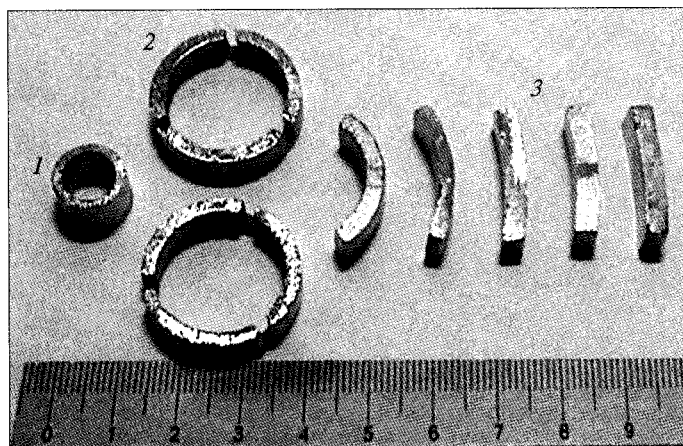


Рис. 7.30. Алмазные элементы кольцевых сверл: 1 — кольцо, 2 — корона, 3 — радиусные сегменты

В сверлах стандартного исполнения используется алмазный порошок марки АС80Т зернистостью 400/315, а в сверлах элитного исполнения — алмазный порошок марок не ниже АС125Т зернистостью 400/315. Также разработаны режущие элементы в виде кольца на диаметр сверла от 8 до 12 мм, в виде короны (25 мм) и радиусные сегменты на больший диаметр (рис. 7.30).

### **Спекание сегментов методом инфильтрации**

Спекание сегментов проводили при температуре 850 °С в среде водорода. Спекати предварительно спрессованные под давлением 300 МПа брикеты сегментов. Материал пропитки (бронза) спрессовали совместно с алмазосодержащей шихтой. Предварительно спрессовали слой пропитывающего материала (меньший радиус сегмента), затем напрессовывали алмазосодержащий слой. Только в этом случае в результате спекания радиус сегментов оставался исходным, как при спрессовании. Время технологического цикла спекания при нагреве и выдержке при температуре составляло 30 мин. За это время формируется структура материала, обеспечивающая твердость спеченных сегментов 94 HRB и их высокие эксплуатационные характеристики. При времени спекания около 20 мин спеченный материал имеет еще недостаточную твердость (78...82 HRB) и, соответственно, работоспособность.

Исследовали структуру спеченного алмазосодержащего материала на связке типа М6-14 с добавками твердого сплава ВК20, распределение компонентов связки и алмазов по объему спеченного материала по горизонтальной, вертикальной и нормальной осях симметрии сегментов и их твердость. Для сегментов размером 24 × 8 × 12 мм (табл. 7.9) характерна неравномерность распределения элементов по объему (рис. 7.31).

Твердость полученных сегментов на поверхности составляла 90...94 HRB. Для них характерно повышенное содержание олова по отношению к меди

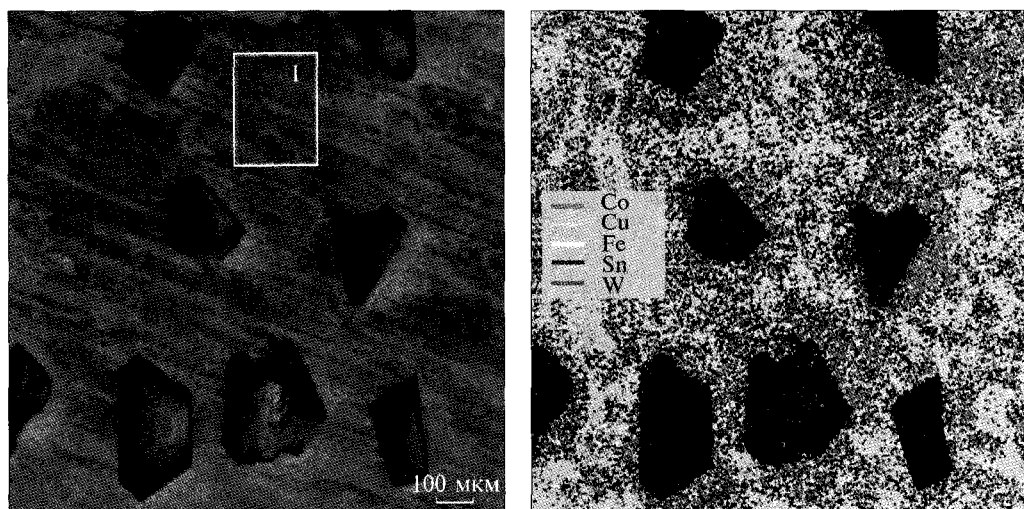


Рис. 7.31. Структура КАМ, полученного методом пропитки

## 7.6. Изготовление опытных сегментов и их испытание

Таблица 7.9. Номенклатура алмазных сегментов для кольцевых сверл

Диаметр сверла $D$ , мм	Размеры сегментов, мм			Количество сегментов на сверло и вид		Содержание алмазов в сегменте, карат
	Длина $L$ ( $d$ )	Ширина $B$	Высота $H$	Количество, шт.	Вид (рис. 7.30)	
8	(5)	1,5	5 + 2	1	1	0,4
12	(9)	1,5	5 + 2	1	1	0,6
25,4	20	2	5 + 2	3	2	0,6 × 3
30	24	3	7	3	3	1,1
36	16	3	7	5	3	0,75
50	24	3	7	5	3	1,1
60	24	3,5	7	6	3	1,3
100	24	3,5	7	9	3	1,3
100	24	4	7	9	3	1,5
120	24	3,5	7	10	3	1,3
120	24	4	7	10	3	1,5
160	24	4	7	12	3	1,5
160	24	4	7	7	3	1,5
200	24	4	7	14	3	1,5
250	24	4	7	17	3	1,5
400	24	4,5	7	25	3	1,7

(22...24 %) в поверхностных областях и недостаточное количество бронзы по отношению к железу в центральных областях сегментов, которые имели более низкую твердость. Испытания при резке гранита показали, что ресурс их работы недостаточен (80 м<sup>2</sup> габбро). Анализ распределения элементов показал, что методом пропитки можно получить однородный по распределению элементов материал толщиной не более 3,5 мм. Исходя из этих ограничений по геометрическим размерам, технологию пропитки в среде водорода целесообразно применять при изготовлении радиусных сегментов для сверл, где их толщина чаще всего составляет 3...3,5 мм.

Поскольку алмазные зерна гранулировали твердым сплавом, то распределение твердого сплава довольно неравномерное. Вблизи зерен алмаза наблюдается повышенное количество вольфрама и кобальта. В результате спекания медь практически не диффундирует через молибденовое покрытие алмаза и в местах отслоения покрытия наблюдается большое количество меди. Олово довольно равномерно распределено в связке.

Распределение элементов в сегментах, полученных электроспеканием под давлением в металлических пресс-формах, более равномерное, чем полученных методом пропитки. Их твердость составляет 95...100 НРВ, а показатели работоспособности в среднем на 10 % выше, чем у полученных методом пропитки.

Результаты испытаний на работоспособность показали, что ресурс работы сверла, полученного методом пропитки, диаметром 30 мм элитного исполнения с 5 мм алмазным слоем при сверлении гранита Капустинского месторождения (Кировоградская обл.) при производительности сверления 30 мм/мин составляет не менее 30 м, а при сверлении бетона при производительности 60 мм/мин —

Таблица 7.10. Результаты эксплуатационных испытаний

Обозначение, характеристика инструмента	Средняя скорость сверления отверстия, мм/мин	Стойкость, количество отверстий	Износ алмазного слоя, мм
Сверло диаметром 100 мм, стандартное исполнение: алмазы АС80 400/315; 1,3 карат алмазов в сегменте, 9 сегментов размером 24×3,5×7,5 мм	4,5	10	1
Сверло диаметром 100 мм, стандартное исполнение: алмазы марки АС65 500/400 на связке М6-14	7,2	13	5

16 погоиных метров. Сверла диаметром 100 мм с сегментами стандартного исполнения прошли испытания на строительной площадке Корпорации «Позднякижилстрой» (г. Киев) при сверлении монолитных железобетонных перекрытий зданий толщиной 180 мм (количество пересекаемых арматур диаметром 12...18 мм — 3...4 шт.) в следующих условиях: установка для сверления мод. 1806 жестко закрепляясь в потолок, число оборотов шпинделя 700 об/мин, подача при сверлении ручная, количество охлаждающей жидкости 0,5 л/мин. Полученные результаты эксплуатационных характеристик разработанных сверл превышают по износостойкости характеристики серийных сверл, содержащих алмазы марки АС65 500/400 на связке М6-14, в 3 раза (табл. 7.10).

### 7.7. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИСПЫТАНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ БУРОВЫХ И ПОРОДОРАЗРУШАЮЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ

По отработанному режиму интенсивного спекания при повышенном давлении изготовлены вставки диаметром 10 мм с алмазами А 630/500 (У категория, XX группа; подгруппа Д5, 6...11 ячейки, 100 % условно) на связке из твердого сплава ВК60М.

Испытания этих вставок проведены в сравнении с аналогичными по размеру вставками из «Славутича» типа С3122 с алмазами А 630/500 (XV группа, 100 % условно). Испытания выполняли на стенде ШПС-73М (см. главу 3) при обработке кварцевого песчаника твердостью Р<sub>н</sub> (твердость породы по штампу) 4 ГПа. Четыре исследуемые вставки были расположены на планшайбе по диаметру 200 мм через 90°. Испытания проводили при обработке кварцевого песчаника твердостью Р<sub>н</sub> = 4 ГПа со скоростью резания 4 м/с и нагрузке 500 Н на каждую вставку.

По предварительным испытаниям получено, что по сравнению с базовым из «Славутича» (вставка типа 3122) энергоемкость разрушения породы экспериментальными вставками выше на 20 %, скорость бурения ниже на 20 %, а проходка (износостойкость) ниже в 2,5 раза. Высокая теплопроводность кобальтовой связки КАМ открывает перспективы их использования при работе в условиях с ограниченным охлаждением или сухого резания.

Из спеченных КАМ на основе твердосплавной связки ВК15 были изготовлены правящие карандаши. Эксплуатационные характеристики карандашей определяли при правке кругов ПП 600 × 63 × 305 14А4ОПС25К5 и 14А25ПСМ27К5 на круглошлифовальном станке мод. 3Б151 при следующих режимах правки: скорость круга 35 м/с, продольная подача 0,8 м/мин, поперечная подача 0,02 мм/ход. Правка кругов проводилась при обильном охлаждении 3%-ной содовой эмульсией. В результате испытаний установлено, что карандаши с синтетическими алмазами АС65 зернистостью 400/315 приближаются по удельному расходу алмазов к композитам, содержащим природные алмазы А400/315 (соответственно 2,15 мг/кг и 2,10 мг/кг). Элементы с алмазами АС65 400/315 25 % (об. доля) при правке круга 14А4ОПС25К5 имели минимальный удельный расход 2,4 мг/кг, а с алмазами АС50 400/315 той же концентрации — 5,5 мг/кг. У спеченных композиционных материалов более высокие эксплуатационные характеристики, чем у карандашей МААС (до 15 мг/кг) и твесаля (до 20 мг/кг).

Изготовленные по новой технологии правящие карандаши с природными алмазами А1000/800 на связке ВК15 имеют лучшие характеристики, чем карандаши со вставками из «Славутича», получаемые методом горячего прессования (удельный расход соответственно составляет 0,45...0,81 мг/кг и 1 мг/кг и более при правке круга 14А4ОПС25К5). Методом интенсивного электроспекания при повышенном давлении изготовлены также вставки диаметром 10 мм с алмазами А630/500 (У категория, XX группа, подгруппа Д5, 6...11 ячейки, 100 % условно) на связке из твердого сплава ВК6ОМ. Проведены лабораторные испытания этих вставок в сравнении с аналогичными по размеру вставками из «Славутича» С3122 с алмазами А630/500 (XV группа, 100 % условно) (табл. 7.11).

При визуальном обследовании вставок после испытаний обнаружено, что на рабочей поверхности матрицы есть трещины. По результатам испытаний сделан вывод, что полученные интенсивным спеканием вставки можно использовать для оснащения бурового инструмента совместно со вставками С3122, продолжая наблюдения и испытания в промышленных условиях.

На основании результатов лабораторных испытаний намечены пути по дальнейшему продолжению исследований — использование для связок КАМ более вязких высококобальтовых твердых сплавов ВК15...ВК60, возможность применения которых в буровом инструменте отмечена в работе [268]. Целесообразно также провести исследования по уменьшению давления при спекании КАМ.

Таблица 7.11. Эксплуатационные характеристики КАМ на основе твердых сплавов

Тип вставки	Используемые алмазы, концентрация	Удельный расход алмазосносного слоя, мг/кг
«Славутич» С3122 (связка ВК6)	А630/500 (XV группа, 25 % (об. доля))	12,5
Твесал (связка ВК6)	АС65 400/315, 25 % (об. доля)	48,3
Экспериментальная вставка С3122 (связка ВК6ОМ)	А630/500 (У категория, XX группа, подгруппа Д5, 6...11 ячейки), 25 % (об. доля)	31,2

Известно, что в камнеобрабатывающем инструменте широкое применение нашли композиционные алмазосодержащие материалы на металлических связках. Традиционно такие материалы получают методом горячего прессования. В результате длительного воздействия высоких температур в процессе горячего прессования происходит существенное разрушение алмазов, протекающее по ряду механизмов, что в конечном итоге ведет к снижению эксплуатационных характеристик инструмента. Так, пребывание синтетических алмазов только в течение 2 с при температуре 1420 °С в среде водорода обуславливает снижение их прочности более чем в 4 раза, а в течение 3 мин — более чем в 7 раз, т. е. алмазы практически полностью разрушаются [27, 58, 118, 268, 270].

Эксплуатационные показатели спеченных элементов с КАМ определяли при работе шлифовальных инструментов для чистового и получистового шлифования природного камня. Шлифовальные головки для получистового и чистового шлифования природного камня, оснащенные сменными функциональными элементами [362, 363], которые изготовлены способом интенсивного электроспекания, приведены на рис. 7.32. Инструмент прошел производственные испытания на ПАО «Киевский завод “Гранит”», АО «Рось» (г. Корсунь-Шевченковский), СП «Укрполгранит» (г. Житомир) и других предприятиях Украины. Работоспособность такого инструмента можно проиллюстрировать следующими примерами.

На СП «Укрполгранит» были проведены испытания торцовых шлифовальных головок АГШН 250 АС 20 100/80 (объемная концентрация 25 %) и АГШЧ 250 АСМ 40/28 (объемная концентрация 25 %), содержащих 48 элементов по 0,95 карат алмаза в каждом (на связке Fe-Cu-Sn-Ni) с равномерным распределением их на рабочей поверхности вдоль концентрических кольцевых меток. Испытания проводили на ручных радиально-консольных станках при скорости вращения 450 об/мин при чистовом шлифовании плит из габбро и лабродорита.

При требуемом качестве поверхности и высокой производительности шлифования удельный расход алмазов на 1 м<sup>2</sup> обработанной поверхности составляет:

- для шлифовальной головки АГШЧ 250 АС20 100/80 (25 % (об. доля)) — 0,07...0,09 карат/м<sup>2</sup>,
- для шлифовальной головки АГШЧ 250 АСМ 40/28 (25 % (об. доля)) — 0,05...0,07 карат/м<sup>2</sup>.

Шлифовальные головки (см. рис. 7.32) диаметром 250 мм для получистового шлифования гранита с элементами на кобальтовой связке диаметром 9 мм, высотой алмазного слоя 4 мм и алмазами АС65 125/100, изготовленные способом интенсивного

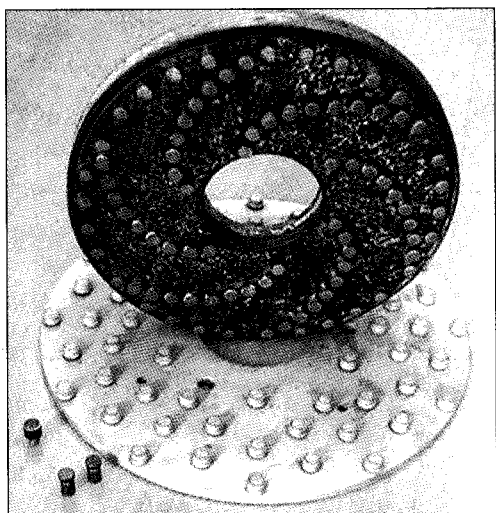


Рис. 7.32. Шлифовальные головки для обработки природного камня

## 7.7. Экспериментальные испытания функциональных элементов из КАМ ...

Таблица 7.12. Результаты испытаний шлифовальных головок для получистового шлифования гранита на износостойкость [362, 363]

Обозначение, характеристика инструмента	Режущая способность, м <sup>2</sup> /ч (по чистому машинному времени)	Удельный расход алмазов, карат/м <sup>2</sup>
АГШЧ-250, АС65 125/100, М6-14, 50 % (горячее прессование)	5,0	0,050
АГШЧ-1-250, АС65 125/100, 50 % (электроспекание)	6,1	0,045

электроспекания, прошли производственные испытания в условиях ПАО «Киевский завод “Гранит”» при обработке гранитов Капустинского и Покостовского месторождений на радиально-консольном станке модели Р-614. Параллельно были проведены испытания шлифовальной головки АГШЧ-250 с алмазами АС65 125/100 той же концентрации на традиционной связке М6-14, изготовленной по технологии горячего прессования с допрессовкой.

Режимы работы инструментов: частота вращения 600 об/мин, усилие прижатия 2,0...5,0 кН, скорость подачи 5 м/мин. Результаты испытаний приведены в табл. 7.12, из которой следует, что по режущей способности и удельному расходу алмазов опытные образцы инструментов удовлетворяют требованиям ТУ 88 Украины 90.513-81, в которых соответствующие показатели установлены на уровне: режущая способность 4,8 м<sup>2</sup>/ч, удельный расход алмазов 0,05 карат/м<sup>2</sup>.

Проведенными исследованиями доказано, что применение метода интенсивного электроспекания при повышенном давлении сохраняет исходные свойства алмаза в результате уменьшения негативного влияния высоких температур за счет существенного сокращения времени спекания и обеспечения формирования условий гидростатического сжатия алмазов в пресс-форме при давлении в контейнере не менее 270 МПа.

Эксплуатационные свойства спеченных КАМ выше свойств изделий, полученных традиционным горячим прессованием. Так, разработанный шлифовальный инструмент для обработки природного камня и строительных материалов, оснащенный функциональными элементами, спеченными методом интенсивного электроспекания при повышенном давлении, имеет более высокие показатели износостойкости и производительности, чем серийный, получаемый методом горячего прессования.

Результаты, приведенные в этой главе, свидетельствуют о перспективности разработанного способа, позволяющего получать изделия с высокими эксплуатационными характеристиками при одновременном снижении энергоемкости их изготовления и себестоимости.

## АЛМАЗНЫЕ ГРАНУЛЫ И СПЕКАНИЕ КОМПОЗИТОВ НА ИХ ОСНОВЕ

### 8.1. ПРЕДПОСЫЛКИ ФОРМИРОВАНИЯ АЛМАЗНЫХ ГРАНУЛ

Функциональные элементы (вставки) алмазных буровых долот, оснащенных композиционными алмазосодержащими материалами (см. рис. 1.12), действуют на забой распределенным давлением в диапазоне 20...500 МПа [18] при температуре до 600...800 °С, поэтому обеспечить функциональные характеристики материалов рабочих элементов этих инструментов в столь экстремальных термомеханических условиях эксплуатации могут только композиты на основе природных или высокопрочных синтетических алмазов на связках из твердых сплавов. Однако композиты этого класса, в частности «Славутич» и твесал [4, 5, 80, 81], традиционно спекаются методом горячего прессования в графитовых пресс-формах при 1400 °С и более и продолжительностью 10...20 мин. Но при спекании композита при такой температуре даже в защитной атмосфере СО—СО<sub>2</sub> наблюдаются частичная графитизация алмазов ( $T \geq 1000$  °С) и их разупрочнение [4, 8, 27, 57—59].

Как отмечалось выше (см. главу 5), предварительная грануляция зерен алмазов [80, 81] в защитные оболочки из порошковой смеси твердых сплавов либо иных металлических материалов позволяет свести возможность графитизации алмаза при формировании структуры композитов для породоразрушающих инструментов к минимуму, а также обеспечить на стадии спекания композита распределение алмазов в объеме композита, близкое к объемно-центрированному. При этом наносимая на зерна алмаза оболочка не только защищает алмаз от окисления, но и способствует формированию промежуточного адгезионно-активного слоя на границе раздела алмаз—связка. Поэтому в технологии изготовления породоразрушающих инструментов формирование алмазосодержащих композитов на основе гранул является важным этапом.

В настоящее время в мировой практике широко используют достаточно простую и эффективную технологию: на алмазы накатывают оболочки из шихты твердого сплава или иных металлических порошков, обладающих определенными свойствами, т. е. формируются алмазные гранулы с последующим их спеканием совместно с низкотемпературными металлическими связками [365, 366]. Например, фирма «Дженерал электрик» (США) [364] использует алмазные гранулы, алмазные частицы которых покрыты карбидообразующим металлом, суспензией металлического порошка и временным связующим веществом с летучим растворителем. В полученной грануле алмазное зерно по-



крыто карбидообразующим металлом, расположенным между алмазом и оболочкой из металлического порошка, температура спекания которого на 50 °С меньше температуры плавления карбидообразующего металла. При этом размер гранул составляет 0,2...2,4 мм. На основе полученных гранул изготавливают алмазные сегменты.

Во многих странах получила широкое распространение технология алмазно-твердосплавных гранул [364—368]. На поверхность зерна алмаза накладывают слой шихты твердого сплава или других металлических порошков. Наиболее в этом направлении преуспела фирма «Foxmet S.A.» (Люксембург), создав в 2008 г. алмазные гранулы и на их основе вставки для буровых и иных абразивных инструментов, а также реализовав напекание сплошного алмазосодержащего слоя на стальные корпуса инструментов [365—368]. Гранулы содержат одно абразивное зерно, окруженное массой спеченных твердых частиц, которые включают в себя части материала (например, порошка плавленного карбида вольфрама, карбида кобальта или любого другого соответствующего материала) и временное связующее для их скрепления. Согласно С. Шеридану [365], использование алмазных гранул существенно улучшает функциональное состояние контактной поверхности алмазного слоя камнеобрабатывающего инструмента, изготовленного на основе алмазных гранул. Гранулы после грануляции спекаются в компрессионной печи в среде инертного газа. Фирма «Foxmet S.A.» выпускает также гранулы [365—368] в качестве износостойких покрытий на поверхности шарошечных долот. Такие гранулы имеют высокую износостойкость и возможность регулирования плотности их распределения на поверхностях буровых и горных инструментов в соответствии с принципами формирования функциональных элементов этих инструментов (вставки, сегменты). Такие гранулы можно спекать в смеси с адгезионно-активной связкой в компрессионной печи в среде инертного газа или в вакууме при производстве корпусных многослойных инструментальных элементов или даже полностью алмазных буровых коронок. С. Шеридан [365—368] такие гранулы использовал в производстве шлифовальных и режущих инструментов.

Известен способ получения композиционных алмазных гранул, который применяется в полировочных камнеобрабатывающих элементах. В качестве ядер гранул используются вещества керамического ряда SiC, покрытые прозрачным алмазным покрытием, нанесенным методом постадийного осаждения CVD алмаза из паровой фазы [369, 370].

Известны также композиционные алмазные гранулы [371, 372], содержащие жаропрочные зерна (ядра) и дискретные частички кристаллов алмаза, которые распределены по поверхности зерна или кристалла алмаза в виде пленок, покрывающих всю поверхность зерна. Кристаллы алмаза получают процессом осаждения из паровой фазы.

Отметим, что при подготовке алмазно-твердосплавной шихты для изготовления изделий из «Славутича» и твесаала [4, 5, 80, 81] в ИСМ НАНУ еще в 1968 г. был предложен весьма оригинальный и эффективный способ, заключающийся в предварительной грануляции зерен алмаза в оболочки из порошковой смеси твердых сплавов (см. рис. 5.1). Затем проводят их холодное брикетирование в стальных пресс-формах с последующим горячим прессова-

нием в графитовых пресс-формах, которые в процессе спекания окисляются, обеспечивая тем самым спекаемому изделию необходимую защитную атмосферу  $\text{CO}-\text{CO}_2$ . Хотя предпосылки для графитизации алмазов практически сокращаются до минимума, однако высокотемпературное воздействие на алмазы все же приводит к их деградации и разупрочнению [27, 57—59]. Но предварительная грануляция алмазов и их упаковка при засыпке в пресс-форму обеспечивают после прессования распределение алмазов в объеме изделия, близкое к однородному, и, следовательно, впоследствии равномерную интенсивность изнашивания рабочего элемента в условиях контактного трения по абразивной горной породе.

Если для спекания КАМ на основе твердосплавных связей («Славутич», твесал) традиционно применяется метод горячего прессования в графитовых пресс-формах [7, 8], то для композитов на металлических связках — методы вакуумного спекания, инфильтрации либо изотермического спекания с допрессовкой [10, 12, 15, 43]. Главной характеристикой перечисленных методов спекания является длительное пребывание алмазов в условиях высокотемпературного воздействия на протяжении десятков минут, что, как теперь известно, приводит к частичной деградации свойств алмазов [57—59] и, как следствие, проявляется в виде снижения эксплуатационных характеристик инструмента в целом. Кроме того, при всех неоспоримых преимуществах КАМ их прочность в 3..4 раза меньше чем у матричного твердого сплава. Это обусловлено не только концентрацией напряжений, создаваемой присутствием алмаза в матрице (связке) и растягивающими остаточными температурными напряжениями в связке, но и образовавшимися в процессе спекания композита трещинами в алмазах и отсутствием адгезии по границам раздела фаз [27, 52].

Известно, что производительность и качество обработки, износостойкость инструмента из алмаза определяются продолжительностью работы единичных зерен алмаза, что в свою очередь зависит от прочности их удержания в матрице инструмента. Для эффективного решения этой проблемы необходимо создать условия для физико-химического взаимодействия на контактных границах абразивное зерно—связка и уменьшения случаев скалывания и выкрашивания зерен, повысить механические (прочностные) свойства зерен алмаза, а также изменить условия аккумуляции и отвода тепла, генерируемого в контактных зонах при работе инструмента.

## 8.2. МЕТАЛЛИЗАЦИЯ ПОРОШКОВ АЛМАЗА

Реализации указанных выше условий удастся добиться нанесением на порошки алмаза различных покрытий.

Одними из первых патентов в области металлизации алмазных частиц электролитическим методом были патенты, полученные И. Бергстромом [373] (он предложил наносить двухслойное покрытие из металла группы платины, а затем из металла группы железа) и фирмой «Дженерал Электрик» (США), специалисты которой предложили покрывать кристаллы алмаза металлом из расплава, содержащего гидрид титана или циркония, медь или серебро. Это стало предпосылкой создания метода получения металлизированных агрегированных порошков СТМ из жидкой металлической фазы [374]. В 1967 г. О. Линдстрем опубликовал данные об использовании металлизированных аг-

регированных зерен алмаза для лучшего их закрепления в инструменте на органической связке [375].

С целью повышения алмазоудержания и износостойкости алмазно-абразивных инструментов ведущие научные организации бывшего СССР (Институт сверхтвердых материалов НАНУ, Институт проблем материаловедения НАНУ, Институт общей и неорганической химии НАНУ, ВНИИалмаз, ВНИИАШ и некоторые металлургические заводы) проводили разработку способов металлизации и исследовали различные виды покрытий. Их совместными усилиями была разработана технология металлизации алмазных порошков электролитическим никелем и агрегирования зерен алмаза [376—378].

Среди широко известных зарубежных марок металлизированных алмазов известны природные алмазы NRBT-55N фирмы «De Beers» (ЮАР) (с никелевым покрытием) и EMB-S (с титановым покрытием), а также синтетические алмазы RDA-55N (с никелевым покрытием), RDA-50C (с медным покрытием), DXDAMC и DXDA-II-MC (с никелевым покрытием), SDA-85T и SDA-100T (с титановым покрытием), CDA-55N и CDA-50C (с никелевым и медным покрытиями), CDA-L (с ферромагнитным покрытием). Среди марок синтетического алмаза фирмы «Дженерал Электрик» наибольшее распространение получили RVG-W и RVG-D (с никелевым и медным покрытиями).

Обеспечение прочности закрепления зерен алмаза в зависимости от типа связки и ее состава традиционно достигается введением в связку металла, адгезионно-активного по отношению к поверхности зерен алмаза, или нанесением на порошки металлических адгезионно-активных покрытий как к поверхности зерен, так и к компонентам связки.

В последние десятилетия в ИСМ НАНУ активно развивался метод нанесения вакуум-плазменного покрытия карбидообразующих металлов на поверхности алмазных порошков [30]. Адгезионная связь между алмазами и связкой обеспечивается нанесением вакуум-плазменным методом покрытий карбида титана толщиной 5...8 мкм (рис. 8.1) на поверхности алмазов [30] либо введением добавок на основе  $\text{CrB}_2$  и  $\text{W}_2\text{B}_5$  непосредственно в шихту матричного твердого сплава [31, 379].

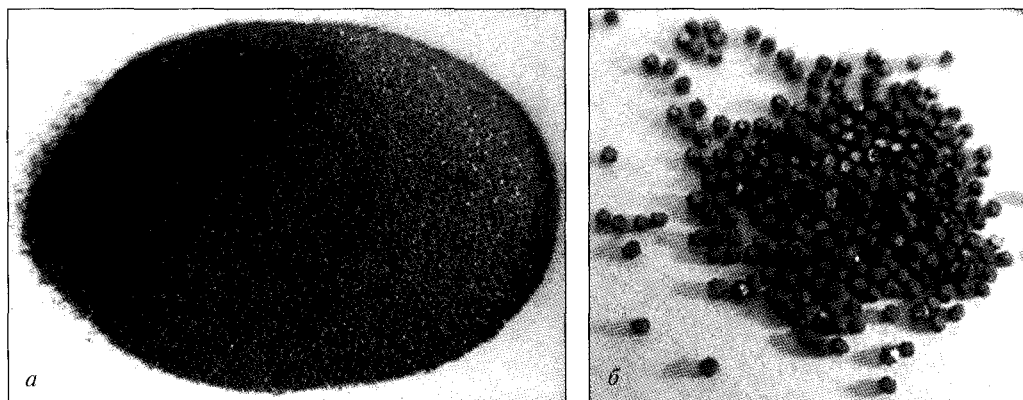


Рис. 8.1. Общий вид алмазов марки AC 160T 355/300, металлизированных TiC (а), и их крупный план (б)

## Формирование алмазно-твердосплавных гранул

В ИСМ НАНУ на базе давно существующей технологии грануляции при производстве «Славутича» и твесала [80, 81] была создана усовершенствованная технология гранулирования и спекания алмазных гранул.

В рассматриваемом нами случае алмазы гранулируются порошками твердых сплавов ВК6 или ВК15 так же, как в технологии производства «Славутича» и твесала, но после грануляции и отгонки временного связующего гранулы спекаются в вакууме [380, 381]. При этом толщина оболочки гранулы формируется в зависимости от заданной конечной объемной концентрации алмазов в спекаемом композите. Отгонка временного связующего (на основе эпоксидной смолы ЭД-20, олеиновой кислоты и вазелинового масла) из твердого сплава оболочки гранулы проводится при температуре деструкции его наиболее высокотемпературной компоненты — 850 °С. Гранулы на основе алмазов АС160Т 599/500 достигают среднего размера 0,93 мм, а из АС160Т 355/300 — 0,63 мм соответственно (рис. 8.2, табл. 8.1). При этом прочность твердосплавной оболочки гранулы существенно зависит от типа твердого сплава и режима его спекания (см. табл. 8.1).

Спекаются алмазно-твердосплавные гранулы в вакууме (до  $10^{-5}$  Па) или в компрессионной печи под давлением инертного газа (до 5 МПа) и температурой 1150...1320 °С продолжительностью от 5 до 30 мин.

В оболочках гранул твердого сплава ВК6, спеченных при 1350 °С, образуются микротрещины, обусловленные большим термоупругим несоответствием алмаза и твердого сплава ВК6, которое является основным фактором возникновения окружных растягивающих напряжений (рис. 8.3, 8.4). Поэтому для изготовления оболочек гранул выбран более пластичный твердый сплав ВК15, а их спекание выполнено при температуре 1250 °С. При этом твердофазная коалесценция твердого сплава происходит по механизму поверхностной диффузии, в результате реализуется образование карбидного каркаса (рис. 8.5). При этих параметрах спекания в структуре твердого сплава оболочки гранулы характерная

остаточная пористость составляет 20...40 % (см. рис. 8.5), варьируя которую, можно изменять прочность, твердость и износостойкость оболочек гранул (см. табл. 8.1) [381]. Механические свойства твердых сплавов определяли на образцах стандартных размеров  $5 \times 5 \times 35$  мм. Для контроля остаточной пористости использовался гелиевый автопикнометр (Auto Pycnometer Micromeritics 1320). При выборе температурно-временных параметров режима спекания гранул руководствова-

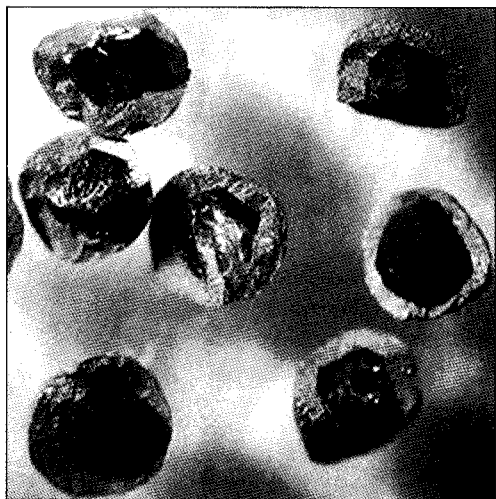


Рис. 8.2. Общий вид разрушенных при сжатии гранул с синтетическими алмазами марки АС160Т 599/500

## 8.2. Металлизация порошков алмаза

Таблица 8.1. Прочность алмазно-твердосплавных гранул с алмазами различных марок и оболочками из твердых сплавов ВК6 и ВК15

Номер	Марка алмаза	Со, %	Режим спекания гранул, T °C (τ, мин)	Среднее значение разрушающей силы при сжатии гранулы, Н
1	A 800/630	6	1350 (5)	330
2	AC160T 599/ 500	6	1350 (5)	282
3	AC160T 355/300	6	1350 (5)	178
4	AC160T 355/300	6	1320 (10)	93,5
5	AC160T 355/300	15	1250 (30)	77,0
6	AC160T 355/300	15	1250 (30)	66,2
7	AC160T 355/300	15	1320 (30)	49,2
8	AC160T 355/300	15	1320 (30)	63,2
9	AC160T 355/300	15	1150 (30)	42,4
10	AC160T 355/300	15	500 (30)	0,4

лись критерием минимизации разупрочнения алмазных порошков. Используемый способ спекания гранул в вакууме позволяет сохранять прочность алмазов практически на исходном уровне (табл. 8.2).

В спеченном состоянии гранулы приобретают очевидные преимущества при применении и хранении (не разрушаются при транспортировке, повышается стойкость против окисления). Кроме того, алмазная гранула является самостоятельным абразивным элементом, имеющим, в отличие от исходного алмаза, более высокую способность к закреплению в любой металлической связке.

Рис. 8.3. Микротрещины структуры твердого сплава ВК6 в оболочках гранул, спеченных при температуре 1350 °C

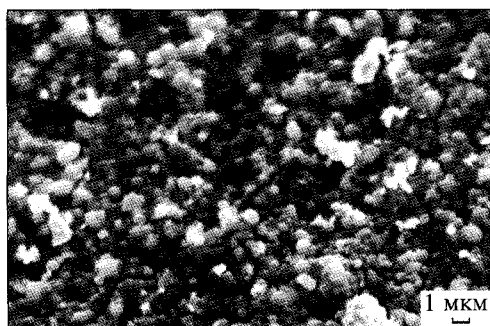


Рис. 8.4. Спеченные при температуре до 1320...1350 °C гранулы: *a* — образование трещин в твердосплавных оболочках, *б* — зерна алмаза после спекания гранул не теряют сплошность и не графитизируются

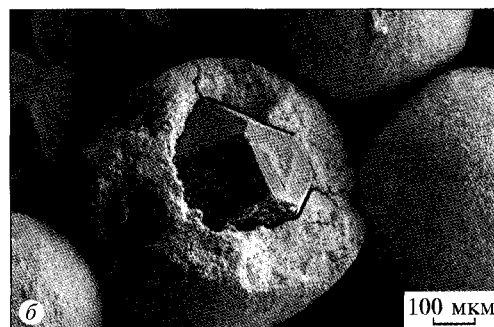
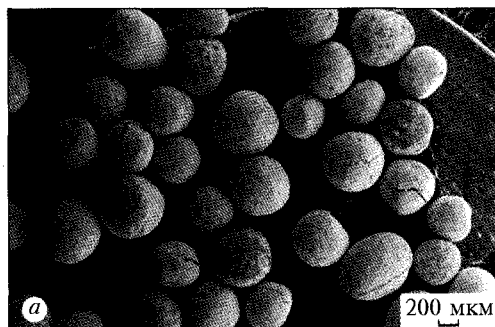


Таблица 8.2. Прочность зерен порошков алмаза на различных этапах формирования гранул (по ДСТУ 3292-95)

Марка алмазов	Прочность алмазов в исходном состоянии, Н	Прочность алмазов, металлизированных TiC, Н	Прочность алмазов, термообработанных в азоте до 1000 °С, 5 мин, Н	Прочность алмазов, рекуперированных из спеченных в вакууме гранул при температуре 1350 °С, Н
АС160 355/300	282	317	290	244
АС160 599/500	497	586	487	448

При спекании гранул в пределах температуры 1320...1350 °С хотя в оболочках гранул из сплава ВК6 и наблюдается образование трещин, но зерна алмаза в спеченных гранулах не теряют сплошность и не графитизируются (см. рис. 8.4). Поэтому в дальнейших исследованиях для грануляции использовали более пластичный твердый ВК15, а также более низкую температуру и меньшее время спекания, которые позволяли бы получать пористость от 20 до 40 % (см. рис. 8.5). В этом случае гранулы не теряют сплошность, т. е. в их оболочках не образуются микротрещины (рис. 8.6), к тому же они не обладают большой износостойкостью и, главное, они — пористые, что при спекании композитов на их основе дает возможность применять процесс инфильтрации жидких фаз металлов связки.

Следующим важным этапом в этой технологии является использование гранул в композиционных алмазосодержащих материалах. Спекание функциональных элементов или напекание рабочего слоя, содержащего алмазно-твердосплавные гранулы, на поверхность инструмента можно осуществлять с использованием известных в порошковой металлургии способов, в частности, горячего прессования, вакуумного спекания, инфильтрации или интенсивного электроспекания.

Установлено, что для производства гранул целесообразно использовать твердые сплавы с более высоким содержанием кобальта (например, 15...20 %

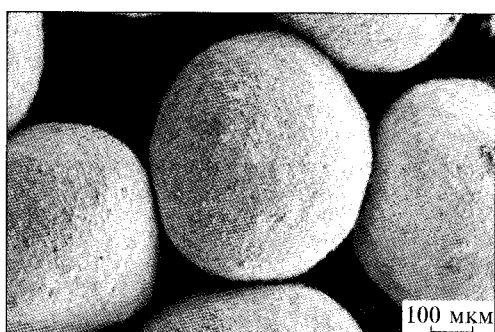
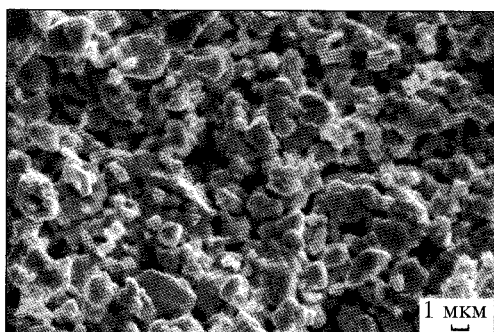


Рис. 8.5. Структура пористой твердосплавной оболочки гранул с ВК15 с развитой пористостью после спекания при 1250 °С

Рис. 8.6. Общий вид алмазно-твердосплавных гранул, спеченных из ВК15, в оболочках которых не возникают трещины

(мас. доля)). При этом твердосплавная оболочка спекается до пористости 20...40 %, что обеспечивает при спекании инфильтрацию жидкой фазы связки в материал оболочек гранул и тем самым надежное их закрепление в связке. При спекании композиций ниже температуры образования жидкой фазы металлической связки ее инфильтрация в оболочку гранулы не происходит, в результате чего в процессе резания горной породы наблюдается их выпадение из связки, обусловленное низкой прочностью сцепления гранул со связкой. Если спекание композиции реализуется с инфильтрацией жидкой фазы связки в оболочку гранулы, то тогда в процессе абразивного изнашивания гранулы хорошо вскрываются и зерна алмаза надежно удерживаются в рабочем слое режущего элемента.

### 8.3. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛМАЗНО-ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ГРАНУЛ

Все спеченные алмазно-твердосплавные гранулы испытывались на сжатие на приборе ДА-2м, который используется для измерения прочности алмазов. Значения средней разрушающей силы (прочности) алмазно-твердосплавных гранул с разными алмазами и твердыми сплавами приведены в табл. 8.1.

С помощью полученных данных можно определить температуру и время спекания гранул, при которых они после спекания имеют небольшую прочность и твердость, которые в дальнейшем определяют их износостойкость. Это означает, что для изготовления гранул нужно использовать твердый сплав ВК15, который спекается в вакууме при температуре в пределах 1250...1320 °С продолжительностью не более 30 мин. Эти параметры обуславливают спекание карбидного каркаса (см. рис. 8.5), чтобы гранулы были пригодны для продолжительного хранения и транспортировки, но имели довольно развитую пористость, необходимую для процесса инфильтрации жидкой фазы металлов связки в оболочки гранул при спекании композита.

### 8.4. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ УЗЕЛ ДЛЯ ЭЛЕКТРОНАПЕКАНИЯ АЛМАЗНЫХ ГРАНУЛ НА РАБОЧУЮ ПОВЕРХНОСТЬ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПОРОДОРАЗРУШАЮЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ

Напомним, что спекание функциональных элементов типа вставок в породоразрушающие инструменты должно соответствовать условиям сохранения свойств алмазов на исходном уровне и в то же время обеспечивать крепкое удержание зерен алмаза в связке. В связи с тем, что указанные условия можно выполнить, существенно уменьшив время спекания и обеспечив давление при спекании на уровне 0,3 ГПа, в дальнейшем процесс спекания режущих вставок КАМ из алмазно-твердосплавных гранул с синтетическими алмазами был проведен с использованием ИЭСД.

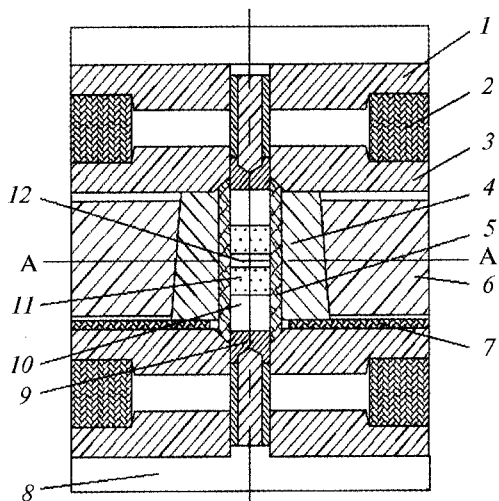
Спекание функциональных элементов или напекание рабочего слоя, который содержит алмазно-твердосплавные гранулы, на поверхность инструмента можно выполнять с использованием известных в порошковой металлургии средств, в частности, горячим прессованием, вакуумным спеканием,

инфильтрацией или интенсивным электроспеканием. Для спекания исследуемых композитов был выбран метод интенсивного электроспекания под давлением 0,1...0,3 ГПа, при температуре до 1300 °С [38, 40] и продолжительностью спекания 10...20 с. Вследствие выбора указанных параметров в спеченной шихте реализуются условия термоактивированной пластичности и диффузии [305—307], а алмазы в объеме композита после спекания не графитизируются и в них не образуются микротрещины (см. рис. 8.4).

Кроме этого, согласно ТУ88 Украины 90.583-84 на вставки из сверхтвёрдого композиционного материала для породоразрушающих инструментов спекание алмазосодержащего композита проводится одновременно с его напеканием на твердосплавные подложки, но в нашем случае напекание выполнялось на стальные подложки (корпуса). Отработка технологии электронапекания алмазного слоя проводилась на образцах в соответствии с изложенным методом (см. главу 6) [382]. При этом использовались цилиндрические вставки диаметром 9...10 мм. На рис. 8.7 схематично изображен узел для напекания алмазного слоя на основе алмазных гранул относительно большой толщины (6...10 мм) на корпуса алмазных сверл из стальных цилиндров диаметром 10 мм и более.

Установка для спекания выполнена в виде аппарата высокого давления типа цилиндр—поршень, который содержит две соосно расположенные, но изолированные одна от другой сборные электропроводные блок-матрицы.

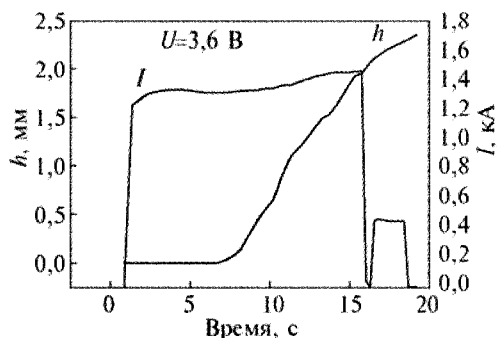
В технологическом узле для напекания относительно тонких алмазных слоев (2...4 мм) на стальные подложки, расположенные симметрично относительно нагревателя 12, одновременно напекаются два алмазосодержащих элемента 11 на соответствующие подложки 10, которые размещаются в отверстиях сборных электродов-пуансонов 9. При протекании тока в этом узле наиболее нагруженными элементами с термомеханической точки зрения являются сборные электроды-пуансоны. Спеченными в таком узле элементами можно оснащать рабочие поверхности шлифовщиков. Такие элементы прошли испытания на чистовых и получистовых алмазных шлифовальниках с плавающими вставками, которые контролируют усилие рабочего давления прижатия [362, 363]. Эти элементы перспективны для оснащения рабочих поверхностей алмазных инструментов, в том числе фасонных, путем их расклепывания в предварительно сделанных отверстиях.



**Рис. 8.7.** Технологический узел для напекания брикетов на стальные подложки: 1 — направляющая матрица; 2 — эластичная прокладка; 3 — матрица с углублением; 4 — разрезная обойма; 5 — контейнер из литографического камня; 6 — бандажное кольцо; 7 — изолирующая прокладка; 8 — наковальня; 9 — сборный пуансон; 10 — стальная подложка; 11 — брикет; 12 — нагреватель



Рис. 8.8. Пример изменения электрических параметров процесса спекания композиционных алмазосодержащих вставок во времени ( $U = 3,6$  В)



В качестве технологических электронагревающих материалов использовались графиты разных марок. При разработке технологического узла для выбора композита проводился детальный анализ теплофизических свойств горных материалов. Так, в качестве технологических теплоизолирующих материалов

были использованы горные породы с большим содержанием кальцита  $\text{CaCO}_3$  (мрамор, литографский камень).

В связи с быстротечностью процесса электроспекания мониторинг основных его параметров (усадка, сила тока, напряжение, сопротивление) во времени проводят с помощью компьютера с системой аналогово-цифрового преобразования (АЦП). Примеры характерного изменения электрических параметров процесса электроспекания вставок алмазосодержащих материалов на основе алмазно-твердосплавных гранул с разными типами связки во времени приведены на рис. 8.8, из которого видно, что продолжительность процесса спекания находится в пределах 4...15 с, а усадка достигает 30...50 %.

Температуру измеряли с помощью термопары в пуансоне вне границ контейнера с реакционной камеркой, а температуру спекания композита рассчитывали на основании теоретической модели технологического процесса, приведенной в работе [363]. Таким образом, определенная максимальная температура спекания композита на основе алмазно-твердосплавных гранул (50 % (об. доля)) на связке 92Cu-5Sn-3Si равна 1130 °С, что согласно диаграмме состояния системы Cu—Sn соответствует ее жидкому состоянию (см. рис. 6.16) [307].

## 8.5. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИНТЕНСИВНОГО ЭЛЕКТРОСПЕКАНИЯ КОМПОЗИТА АЛМАЗНО-ТВЕРДОСПЛАВНЫЕ ГРАНУЛЫ—МЕДНАЯ МАТРИЦА

Аппроксимация исследовательских данных зависимости тока от времени (рис. 8.9) относится к входным данным для вычислительного эксперимента. Контролируемым параметром является температура, измеряемая термопарой, которая вмонтирована в пуансон (см. рис. 6.16). Электрическое сопротивление контакта пуансон—образец определяется по экспериментальным данным, показанным на рис. 8.10.

Необходимая для решения задачи теплопроводности при условии фазового перехода удельная энтальпия смеси рассчитывается по формуле

$$H(T) = \sum_i \frac{\rho_i V_i}{V} \int_{T_0}^T c_{pi}(T) dT, \quad (8.1)$$

где  $\rho_i$  и  $V_i$  — соответственно удельная плотность и объем  $i$ -го компонента смеси. Удельная теплоемкость компонентов как функция температуры показана на рис. 8.11, их удельная внутренняя энергия (энтальпия) — на рис. 8.12. В частности, наличие фазового перехода (плавление) меди предопределяет скачкообразный характер изменения кривой, поскольку внутренняя энергия возрастает на величину удельной теплоты плавления при постоянной температуре ( $\approx 1100$  °С).

Рассматриваемый композит имеет такой объемный состав: алмазы 17 %, карбид вольфрама 36 %, кобальт 12 % и медь 35 %. В состав матрицы входят

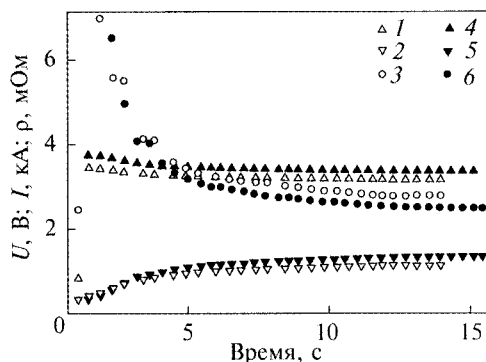
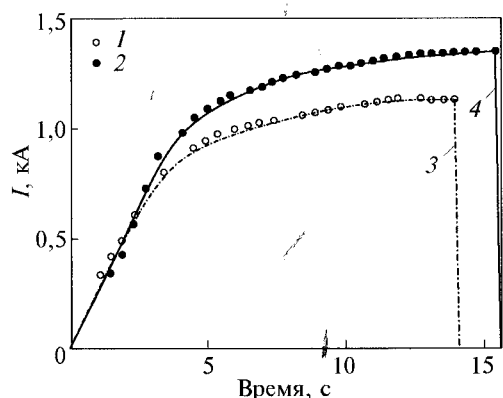


Рис. 8.9. Аппроксимация экспериментальных данных зависимости изменения тока во времени: 1 — эксперимент (случай А); 2 — эксперимент (случай В); 3 — аппроксимация (случай А); 4 — аппроксимация (случай В)

Рис. 8.10. Графики изменения напряжения, В (1 — случай А, 4 — случай В), силы тока, кА (2 — случай А, 5 — случай В) и сопротивления, мОм (3 — случай А, 6 — случай В) ячейки как функция времени (экспериментальные данные)

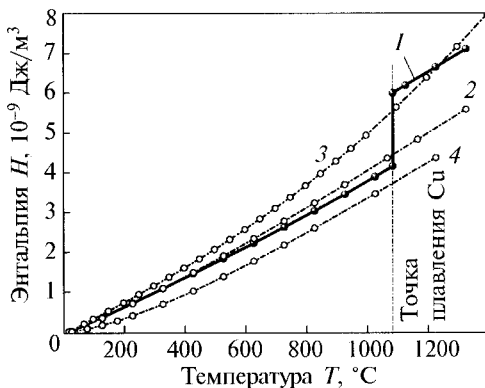
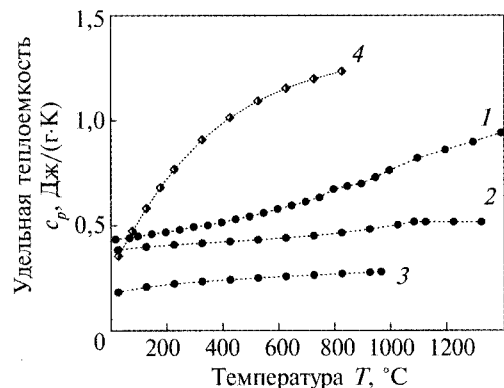
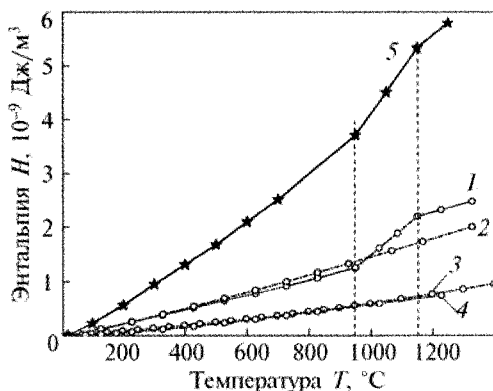


Рис 8.11. Зависимость удельной теплоемкости  $c_p$  кобальта (1), меди (2), карбида вольфрама (3) и алмаза (4) от температуры

Рис. 8.12. Температурная зависимость удельной энтальпии меди (1), карбида вольфрама (2), кобальта (3) и алмаза (4)

**Рис. 8.13.** Температурная зависимость удельной энтальпии композита: 1 — Cu (35 %); 2 — WC (36 %); 3 — Co (12 %); 4 — алмаз (17 %); 5 — композит

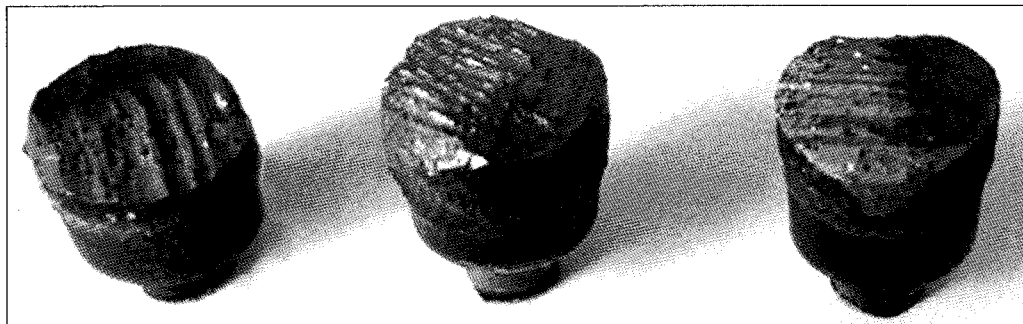


также в незначительном количестве олово 3 % и кремний, которые существенно не влияют на теплофизические свойства композита. Вместе с тем, наличие легкоплавкого элемента — олова снижает температуру начала плавления меди почти на 150 °C (см. диаграмму состояния Cu-Sn), что учтено в модельном эксперименте, а именно в температурных зависимостях удельной энтальпии компонентов и их смеси в композите (см. рис. 8.11–8.13).

В результате моделирования получены расчетные и экспериментальные значения температуры в пуансоне, а также расчетное значение температуры в центре образца. В случае *A* (см. рис. 8.11) максимальная температура образца составляет 790 °C, что ниже температуры начала плавления меди (согласно диаграмме состояния системы Cu-Sn). В случае *B* (см. рис. 8.11) максимальная температура образца достигает 1130 °C, что значительно превышает точку плавления ( $\approx 1060$  °C) данной системы. Достоверность этих выводов подтверждается хорошим качественным и количественным соответствием данных теоретического расчета с экспериментальными показаниями термопары.

## 8.6. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОПЫТНЫХ ОБРАЗЦОВ КОМПОЗИТА ИЗ ГРАНУЛ ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ ИСПЫТАНИЙ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ

Напекание рабочего слоя, который содержит алмазно-твердосплавные гранулы, на подложки вставок для инструмента осуществляют с использованием известных в порошковой металлургии технологий, в частности, горячего прессования, вакуумного спекания, инфильтрации или электроспекания. На рис. 8.14 показаны напеченные на стальные корпуса  $\varnothing 9$  мм композиционные



**Рис. 8.14.** Общий вид алмазосодержащих вставок, спеченных ИЭСД



Рис. 8.15. Состояние алмазов в изломах композитов на основе алмазно-твердосплавных гранул с алмазами АС160Т 355/300 (а) и АС160Т 599/500 (б), гранулированным твердым сплавом ВК15 на никелевой связке, спеченных методом ИЭСД

алмазосодержащие материалы на основе алмазно-твердосплавных гранул и связки на основе Cu, Sn и Si.

Из рис. 8.15 следует, что после спекания алмазы не графитизированы и прочно закреплены в связке. Удержание гранулы в связке обеспечивается за счет пропитки пористой

твердосплавной оболочки жидкой фазой связки, которая подтверждается микрорентгеновским анализом распределения элементов по толщине оболочки гранулы, входящих в состав связки, а именно Cu и Sn (рис. 8.16).

При электроспекании композиций ниже температуры образования жидкой фазы связки консолидация происходит за счет термоактивированной пластической деформации и диффузии. Но при отсутствии смачивания твердосплавной оболочки гранулы в процессе резания горной породы наблюдается вырыв гранул из связки, а при температуре выше допустимой — разрушение алмазов. Не следует также добиваться высокой твердости твердого сплава в спеченных оболочках гранул, потому что при трении по горной породе они не изнашиваются, а нагреваются, что приводит к разрушению алмазов внутри гранул в результате графитизации. Спеченные гранулы с оболочками из низкокобальтовых

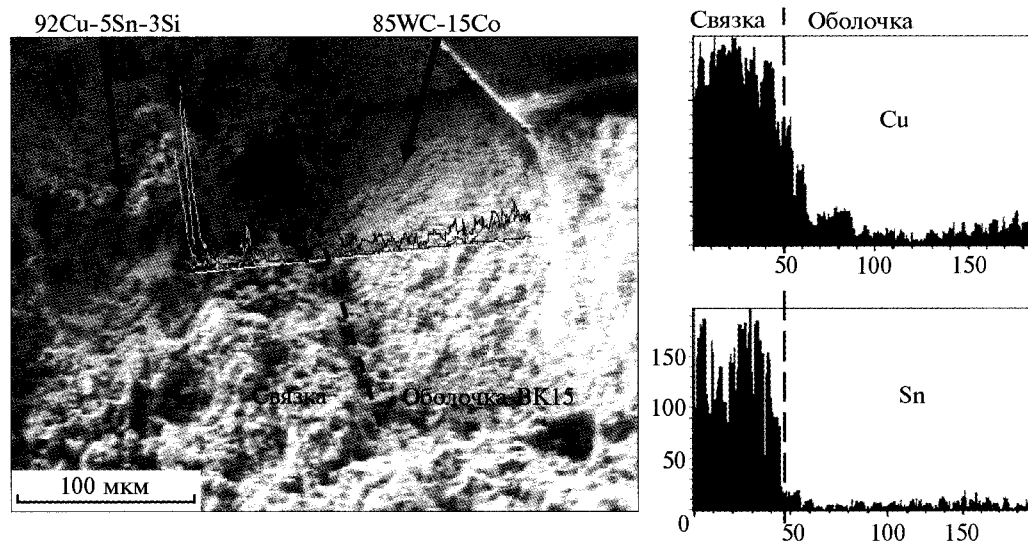


Рис. 8.16. Распределение элементов связки в оболочке алмазно-твердосплавной гранулы после электроспекания композита

твердых сплавов (в частности, ВК6) настолько твердые, что при их вскрытии при трении по горной породе поверхность, которая изнашивается, приобретает дискретный характер. Это означает, что в контакте с горной породой находятся только сферические части оболочки гранул, которые при трении по горной породе изнашиваются медленно, при этом быстро нагреваются от трения до температуры, обуславливающей графитизацию или разрушение алмазов. Установлено, что для производства гранул нужно использовать твердые сплавы с содержанием кобальта 15...30 % (мас. доля). При этом твердосплавная оболочка спекается до пористости сплава 20...40 %, что обеспечивает при спекании инфильтрацию жидкой фазы связки в материал оболочки гранулы и, тем самым, надежное ее закрепление в связке.

### 8.7. ИСПЫТАНИЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ АЛМАЗНО-ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ГРАНУЛ ПО ГОРНОЙ ПОРОДЕ

Соблюдая указанные рекомендации, спекали композиции, в которых при абразивном изнашивании гранулы хорошо вскрываются и зерно алмаза выполняет заданные функции надежно удерживаемого режущего элемента. Исследовали поверхности изнашивания образцов вставок композиций с алмазными гранулами на основе никеля. Рабочая поверхность композита за счет выступания режущих алмазов хорошо развита. Поэтому перспективным является применение полученных композитов не только в качестве износостойких покрытий, защищающих стальные корпуса буровых или горных инструментов, но и в качестве функциональных породоразрушающих элементов. Была также апробирована возможность напекания в вакууме сплошного износостойкого алмазосодержащего покрытия на низкотемпературной адгезивно-активной связке [10, 383] на поверхность стального корпуса.

Для оценки пригодности алмазных гранул к условиям работы геологоразведочных буровых коронок проводилось испытание износостойкости, которое, в частности, обусловило выбор связки на основе меди с добавками легирующих элементов кремния и селена, а также естественных и синтетических алмазов с покрытием TiC. Образцы вставок из гранул изготавливали методом интенсивного электроспекания (см. рис. 8.14).

Оценку режущей способности образцов проводили по методике, изложенной в работе [13], а характер рабочей поверхности образцов изучали визуально под микроскопом и фиксировали на снимках. В частности, испытания образцов из гранул на естественных алмазах, гранулированных твердым сплавом ВК6 (спеченных в вакууме), показали практически нулевую режущую способность со связкой с весьма высокой их твердостью, которая приводит к чрезмерному перегреву гранул с графитизацией алмазов. При этом поверхность образца зашлифовывается. Зерна в оболочке гранулы черного цвета или разрушены. Толщина гранулы довольно большая относительно размера зерна. Очевидно, что последний фактор мешает вскрытию зерна, потому производительность процесса очень низкая. Для усовершенствования выбора толщины и



**Рис. 8.17.** Поверхность изнашивания электроспеченного композита с гранулами из алмазов АС160Т 599/500 и ВК6 на никелевой связке (оболочка гранул нагревается при трении до температуры, обуславливающей деградацию свойств алмаза)

**Рис. 8.18.** Поверхность изнашивания композита с алмазно-твердосплавными гранулами из ВК6 на никелевой связке с графитизированными (а) или разрушенными (б) зернами алмазов в гранулах (графитизация алмазов в результате перегрева гранул при трении)



твердости оболочки гранул на следующем этапе исследовали гранулы из синтетических алмазов марки АС160Т зернистостей 599/500 и 355/300 на связке с ВК15. При этом температура спекания изменялась от 850, 950, 1150, 1250 до 1350 °С, что обеспечивало различную пористость и прочность твердого сплава оболочки гранулы (от 10 до 30 %).

Испытание вставок на износостойкость выполняли на лабораторном испытательном стенде, на котором можно было изменять удельную нагрузку на вставку за счет изменения весов и круговую скорость движения по образцу горной породы. На основании анализа результатов испытаний образцов композитов с гранулами из синтетических алмазов на никелевой и медной связках, поверхности изнашивания которых приведены на рис. 8.17—8.23, можно сделать вывод, что гранулы с оболочками из низкокобальтового твердого сплава ВК6, обладающего высокой твердостью и износостойкостью, в процессе вскрытия алмаза нагреваются до температуры выше графитизации алмаза, вследствие чего использование таких гранул теряет смысл. Спеканием гранул при максимальной температуре 1350 °С можно получить прочные гранулы, но при этом значительно уменьшается прочность алмазных зерен и не сохраняется их высокая износостойкость.

Спеканием композиции из гранул, предварительно отожженных при температуре 850...950 °С, но не спеченных (см. табл. 8.2), можно сохранить на-

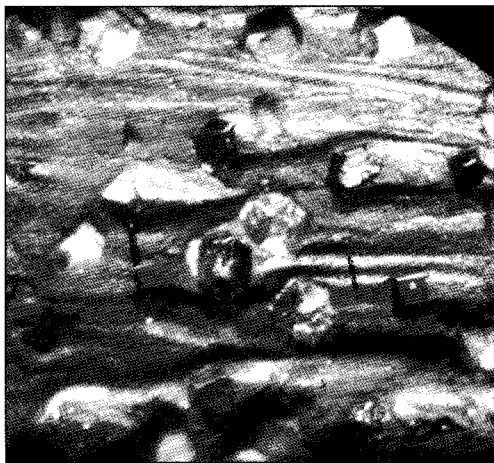


Рис. 8.19. Вскрытие зерен алмаза в гранулах на поверхности износа композита

Рис. 8.20. Поверхность изнашивания композита из спеченных в вакууме (при 830 °С) гранул из ВК15 (не отожженных) на связке М1

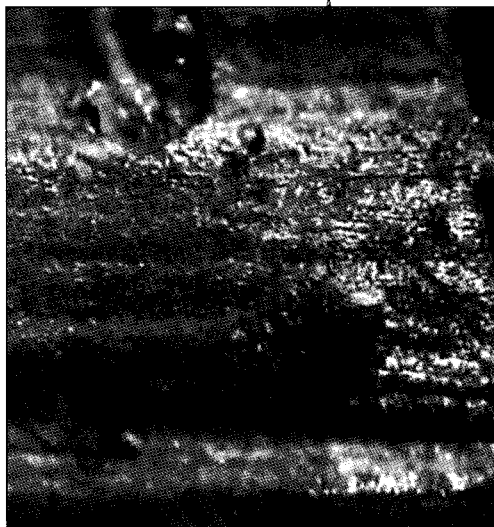


Рис. 8.21. Поверхность изнашивания электроспеченного композита из отожженных (850 °С), но не спеченных гранул из ВК15 на никелевой связке

Рис. 8.22. Поверхность изнашивания гранул во вставках (вакуумное спекание 830 °С) из ВК15, отожженных в вакууме, но не спеченных, на связке М1 при трении по песчанику

чальные свойства алмазных зерен, но гранулы будут малой прочности, что обуславливает неудовлетворительные алмазоудержание и износостойкость. Поэтому для решения данной проблемы необходимо, чтобы оболочки гранулы

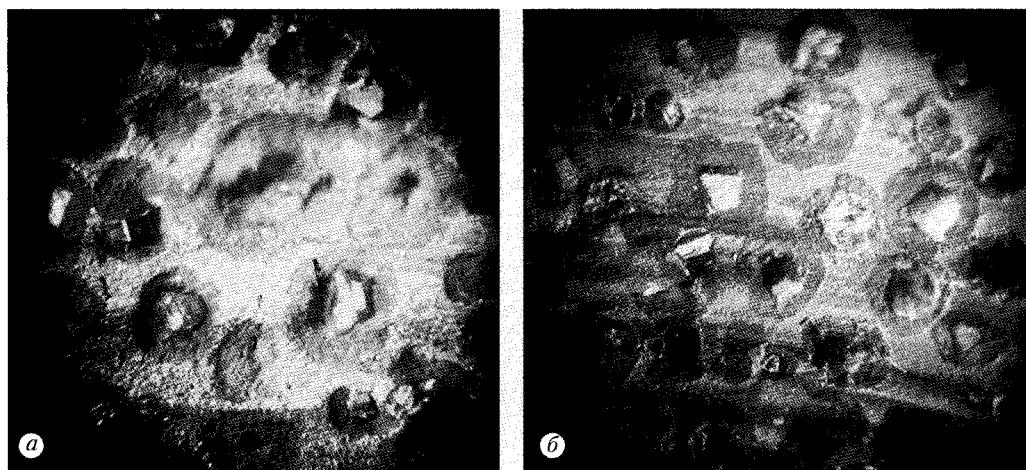


Рис. 8.23. Поверхность изнашивания гранул в спеченных ИЭСД вставках из неспеченных гранул: *a* — гранулы с алмазами AC160 599/ 500 + BK15, отожженные при 850 °С; *б* — гранулы с алмазами AC160 355/300 + BK15, отожженные при 850 °С

имели большую прочность. Это возможно, на наш взгляд, при использовании довольно легкоплавкого связующего с небольшим углом смачивания с материалом оболочки гранулы (WC) и активно взаимодействующего с материалом, который покрывает алмаз (TiC). Этим требованиям удовлетворяют сплавы на основе меди, особенно система Cu—Sn. Для увеличения прочности и текучести связующего сплава целесообразно использовать добавки кремния. Поэтому в дальнейшем выбирали металлическую связку на основе меди (Cu-92 %, Sn-5 %, Si-3 %). Спекание образцов композита со связкой на основе Cu-Sn проводили при температуре, соответствующей жидкому состоянию связки, вследствие чего происходила ее инфильтрация в оболочки гранулы (см. рис. 8.16).

Соблюдая указанные рекомендации, алмазно-твердосплавные гранулы спекались на никелевой связке методом интенсивного электроспекания. При этом если гранулы, гранулированные низкокобальтовым твердым сплавом (в частности, ВК6), спекать до их максимальной твердости и минимальной пористости, то они будут иметь излишне высокую для данного применения износостойкость по сравнению со связкой, что проявляется в виде интенсивного вскрытия гранул из связки в процессе абразивного изнашивания композита. Изнашиваемая рабочая поверхность вставки приобретает характер дискретного контакта с обрабатываемой горной породой, т. е. в контакте с горной породой находятся только выступающие части гранул (см. рис. 8.17), которые при трении по горной породе нагреваются до температуры, обуславливающей графитизацию (рис. 8.18, *a*) либо разрушение (рис. 8.18, *б*) алмазов внутри гранул.

Разработанные композиции напекались и на стальные подложки диаметром 9...10 мм, которые затем подвергались трибологическим испытаниям на износостойкость по блоку кварцевого песчаника Торезского месторождения VIII...IX категории по буримости с пределом прочности при одноосном сжатии 140 МПа и абразивностью 35 мг (см. рис. 8.19—8.23).



## 8.7. Испытания на износостойкость композита на основе алмазно-твердосплавных гранул

Таблица 8.3. Оценка износостойкости вставок, спеченных на различных связках

Тип КАМ	Температура спекания гранул, °С	Износостойкость алмазного слоя, мг/г	Производительность, г/мин
АС160Т + Ni	1350	Отсутствует	Отсутствует
АС160Т + Ni	1150	10,3	3,8
АС160Т + Cu-Si-Sn	1150	5,9	7,0
«Славутич»: А630/500 (XV группа, 100 %), связка ВК6, ГП	1420	12,5	—
Твесал: АС80 400/315; 100 %, связка ВК6, ГП	1420	28,2	—
«Славутич»: А 630/500 (VI кат., XX группа, ячейки, 100 %), связка ВК6ОМ, ИЭСД	1300	14,2	—

Из рис. 8.19 следует, что при спекании алмазы в гранулах не разрушаются и не графитизируются, а прочно закреплены в связке. Рабочая поверхность композита за счет выступания режущих алмазов хорошо развита. Вследствие этого полученные композиты можно применять не только в качестве износостойких покрытий, защищающих стальные корпуса буровых или горных инструментов от абразивного износа, но и в высоконагруженных породоразрушающих элементах.

Оценка пригодности алмазных гранул в условиях работы геолого-разведывательных буровых коронок проводилась на основании испытаний на износостойкость исследовательских буровых коронок с функциональными элементами (вставками), спеченными на основе гранул и закрепленными механически в стальных корпусах коронок.

Результаты по оценке износостойкости [13] образцов вставок композитов из гранул со связкой на основе никеля и медно-кремниевого сплава приведены в табл. 8.3.

На основании вышеизложенного определены требования к составу и режиму спекания гранул и композитов на их основе, которые обеспечивают надежное удержание гранул в композите, минимизацию разрушения алмазов, необходимые механические свойства твердых сплавов и высокую износостойкость композитов на их основе. Выполнено напекание алмазно-твердосплавных гранул на стальные корпуса элементов (вставок) породоразрушающих инструментов и проведены лабораторные испытания их на износостойкость.

По приведенным данным можно сделать вывод, что разработка коронок на связках на основе Cu-Si-Sn является перспективным направлением. С целью подтверждения этих выводов были изготовлены исследовательские коронки и проведены лабораторные сравнительные испытания при бурении песчаника Торезкого месторождения.

## 8.8. ИСПЫТАНИЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ОПЫТНЫХ БУРОВЫХ КОРОНОК

Все испытания опытных буровых коронок на износостойкость проводили по методике, изложенной в работе [13], при бурении буровых скважин в кварцевом песчанике VIII...IX категории по буримости (Торезского карьероуправления Донецкой области) с пределом прочности при одноосном сжатии 140 МПа и абразивностью 35 мг при различных режимах нагружения и вращения бурового снаряда.

Экспериментальные исследования проводили на специальном буровом стенде, который представляет собой модернизированный радиально-сверлильный станок модели 2Н58 с мощностью двигателя основного привода 13 кВт, дополнительно оснащенный гидравлической системой подачи и системой промывки буровой скважины. Пульт управления, оснащенный лопастным насосом типа Г-12-21А и регулятором давления РД-4, обеспечивает плавное регулирование давления в системе нагружения коронки осевой силой. Изменением давления в системе регулируют осевую нагрузку на породоразрушающий инструмент в пределах 500...2500 даН. Радиально-сверлильный станок 2Н-58 оснащен многоскоростным редуктором, с помощью которого можно ступенчато регулировать частоту вращения коронки от 35 до 1250 мин<sup>-1</sup>. Система промывки забоя выполнена по «открытой» схеме с использованием технической воды как промывочной жидкости. Плавная регулировка расхода промывочной жидкости осуществляется в пределах 1...50 л/мин.

Линейное изнашивание по высоте измеряли в заранее выбранной точке на поверхности алмазного сектора коронки. Абсолютное значение линейного изнашивания определяли по разнице показаний индикатора МОГ-1 до и после проведения единичного опыта. Интенсивность изнашивания  $\omega$ , мм/м, находили из отношения линейного изнашивания  $h$  к величине проходки на инструмент  $L$ :

$$\omega = \frac{h}{L}. \quad (8.2)$$

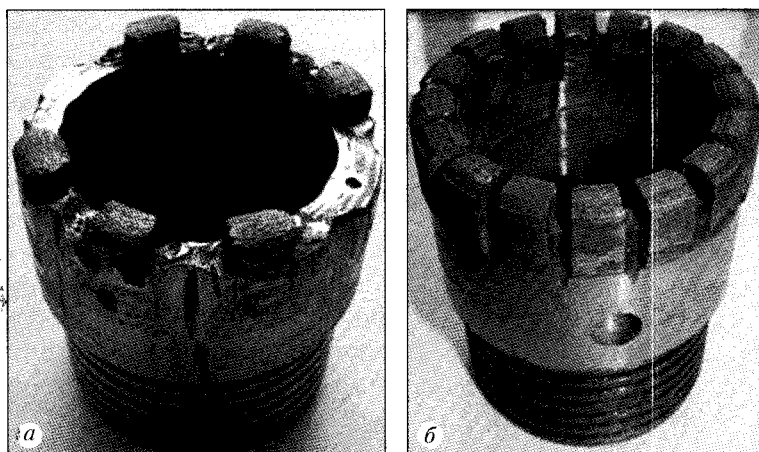
Исследование износостойкости и производительности буровых коронок при бурении скважин проводили в два этапа.

На первом этапе выполняли исследовательское бурение следующих типов коронок:

- опытная буровая коронка  $\varnothing 59$  мм с четырьмя породоразрушающими алмазосодержащими вставками (секторами) (рис. 8.24), изготовленными из спеченных гранул, которые были оснащены синтетическими алмазами АС160Т зернистостью 355/300 мкм. Контактная площадь рабочего торца этой коронки составляла 3,1 см<sup>2</sup>;



Рис. 8.24. Опытная буровая коронка диаметром 59 мм с четырьмя породоразрушающими алмазосодержащими вставками (секторами)



**Рис. 8.25.** Общий вид буровых коронок после бурения:  
*а* — экспериментальная буровая коронка; *б* — серийная буровая коронка типа БС-20

- серийная буровая коронка типа БС-20  $\varnothing 59$  мм с шестнадцатью алмазо-содержащими секторами (рис. 8.25, *б*), оснащенными синтетическими алмазами АС160Т зернистостью 355/300 мкм. Контактная площадь рабочего торца этой коронки составляла 9,26 см<sup>2</sup>.

Параметры режима бурения: частота вращения 500 мин<sup>-1</sup>; фиксированная удельная осевая нагрузка 162 даН/см<sup>2</sup> (это обусловлено максимально возможной осевой нагрузкой, которую обеспечивает гидравлическая система бурового стенда). Результаты сравнительных испытаний износостойкости и механической скорости бурения буровых коронок на первом этапе приведены в табл. 8.4.

Анализ результатов испытаний показывает, что интенсивность линейного изнашивания рабочего торца на 9,5 % выше, а механическая скорость бурения на 10 % меньше у исследовательской буровой коронки по сравнению с серийной буровой коронкой. Однако при визуальном осмотре обоих типов буровых коронок было установлено, что они обе, очевидно, работали в критическом режиме бурения, так как уровень удельной осевой нагрузки был значительно выше рекомендованного при бурении горных пород VIII...IX категории для коронок ИСМ НАНУ, импрегнированных синтетическими алмазами (80...100 даН/см<sup>2</sup>). Так, на поверхности рабочих вставок наблюдались вырывы алмазосодержащих гранул из алмазного слоя опытной буровой коронки

**Таблица 8.4.** Результаты сравнительных испытаний износостойкости и механической скорости бурения буровых коронок

Тип буровой коронки	Интенсивность линейного износа рабочего торца коронки, мм/м	Механическая скорость бурения, м/ч
Опытная коронка (4 вставки)	1,04	1,8
Серийная буровая коронка типа БС-20 (диаметром 59 мм)	0,95	2,0

и алмазных зерен из тела твердосплавных гранул, что свидетельствует о том, что значительная перегрузка приводит и к существенному повышению температуры на контактной поверхности рабочего торца коронки, а следовательно, к ее критическому износу.

На втором этапе были выполнены испытания бурового инструмента при нормальных (рекомендованных) для горных пород VIII...IX категории по буримости режимах эксплуатации, а именно:

1) экспериментальная буровая коронка  $\varnothing 59$  мм с шестью породоразрушающими алмазосодержащими вставками (секторами), изготовленными методом ИЭСД из спеченных гранул, которые были оснащены синтетическими алмазами АС160Т зернистостью 355/300 мкм на никелевой связке. Контактная площадь рабочего торца этой коронки составляла  $4,7 \text{ см}^2$ ; осевая нагрузка на коронку — 500 даН;

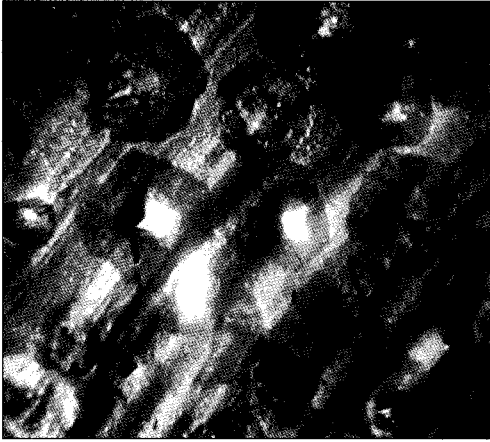
2) серийная буровая коронка типа БС-20  $\varnothing 59$  мм с шестнадцатью алмазосодержащими секторами, оснащенными синтетическими алмазами АС160Т зернистостью 355/300 мкм. Спекание коронки выполнено методом инфильтрации медью в среде водорода. Контактная площадь рабочего торца этой коронки составляла  $9,4 \text{ см}^2$ ; осевая нагрузка на коронку — 1000 даН. При этом удельное давление на каждую коронку  $106 \text{ даН/см}^2$ , а частота вращения шпинделя бурового станка была постоянной —  $500 \text{ мин}^{-1}$ . Результаты сравнительных испытаний буровых коронок приведены в табл. 8.5.

Анализ результатов сравнительных исследований показал, что интенсивность линейного изнашивания рабочего торца и механическая скорость бурения у опытной буровой коронки и серийной буровой коронки были почти одинаковые (в пределах погрешности). Визуальное обследование обоих типов буровых коронок (рис. 8.25, а и 8.25, б) выявило, что при нормальном режиме бурения отсутствуют критическое абразивное изнашивание (изменение цвета матричного материала до цвета «побежалости» или прижога), вырывы алмазных гранул, алмазные зерна на поверхности рабочего торца без явных сколов с допустимым износом матричного композита. При этом в процессе бурения динамика работы обоих типов буровых коронок почти не различалась.

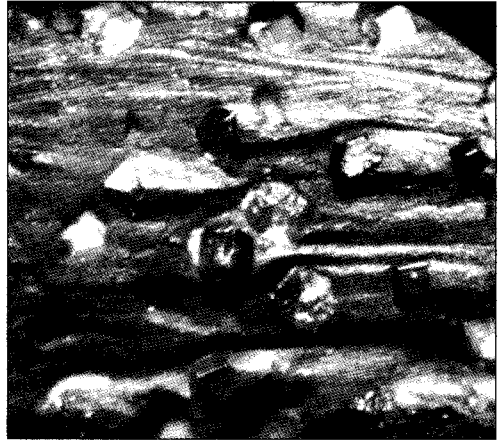
Результаты исследования поверхностей изнашивания рабочих элементов коронок, спеченных на основе разных марок алмаза (АС160Т 599/500 и АС160Т

Таблица 8.5. Результаты сравнительных испытаний износостойкости и механической скорости бурения буровых коронок на втором этапе

Тип буровой коронки	Средние показатели бурения			
	Время бурения, ч	Линейное изнашивание, мм	Интенсивность изнашивания, мм/м	Механическая скорость бурения, м/ч
Опытная коронка (6 вставок), связка никель	0,186	0,332	0,166	2,15
Серийная буровая коронка типа БС-20	0,190	0,308	0,154	2,10



**Рис. 8.26.** Алмазы AC160T 599/500  
(температура спекания гранул 950 °С,  
связка медь-кремний-олово)



**Рис. 8.27.** Алмазы AC160T 355/300  
(температура спекания гранул 850 °С,  
связка медь-кремний-олово)

355/300) и связок (никель или медь-олово-кремний), показаны на рис. 8.26 и 8.27. Отметим, что вставки с гранулами из алмазов AC160T 355/300 на связке медь-кремний-олово имеют значительно меньшую долю разрушенных алмазов, чем вставки с алмазами AC160T 599/500.

Таким образом, большинство алмазов на контактной поверхности спеченных электроспеканием вставках после бурения остаются сплошными, а поверхности изнашивания имеют развитую поверхность. Вследствие этого при соответствующей доработке технологии спекания перспективно использование алмазно-твердосплавных гранул в качестве альтернативной технологии существующему методу инфильтрации жидкой фазы меди в брикет твердого сплава с алмазами в среде водорода.

## **ПРОГРЕССИВНЫЕ СПОСОБЫ СПЕКАНИЯ ИНСТРУМЕНТОВ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ**

### **9.1. ДИФфуЗИОННОЕ НАПЕКАНИЕ АЛМАЗНОГО СЛОЯ К КОРПУСУ ИНСТРУМЕНТА**

При напекании методом ИЭСД рабочего композиционного алмазосодержащего слоя под давлением на металлический корпус инструмента посредством прямого пропускания электрического тока необходимо обеспечить высокие эксплуатационные характеристики (производительность, износостойкость и т. д.) самого слоя и прочность соединения его с металлическим корпусом инструмента. Обеспечение высокой прочности соединения определяется в значительной мере толщиной диффузионных слоев, которые образуются в результате спекания в зоне контакта частичек порошковой композиции с металлической основой. Рассмотрим процесс напекания порошковых композиций на стальную основу в рамках диффузионных процессов, которые могут происходить в этой системе, как с теоретической, так и с практической точек зрения.

В настоящее время существует значительное количество литературных источников по экспериментальному исследованию и математическому моделированию процессов диффузии [384—392]. Однако в этих работах при исследовании диффузных процессов при напекании порошковых композиций на металлическую основу не учитывалось действие давления.

В этой главе приведены результаты компьютерного моделирования и лабораторных исследований процесса диффузии между порошковой титановой заготовкой и медной фольгой (металлической основой) во время интенсивного электроспекания под давлением. В такой паре выбор меди обусловлен технологической необходимостью гальванического меднения части поверхности стального корпуса инструмента перед напеканием на него алмазного слоя.

Экспериментальная часть состоит из двух этапов:

- спекание под давлением двух холоднспрессованных цилиндрических брикетов из порошка титана с расположенной между ними медной фольгой толщиной 200 мкм;
- исследование процесса диффузии в зоне контакта титановой заготовки с медной фольгой.

Процесс электроспекания под давлением осуществляли в технологическом узле, схема которого приведена на рис. 9.1 (изображена половина меридионального сечения спекаемых объемов). Процесс спекания проводили при режимах, которые обеспечивали уровень температуры в заготовке  $\approx 900$  °С. Технологически процесс электроспекания происходит так: сначала со стороны пресса

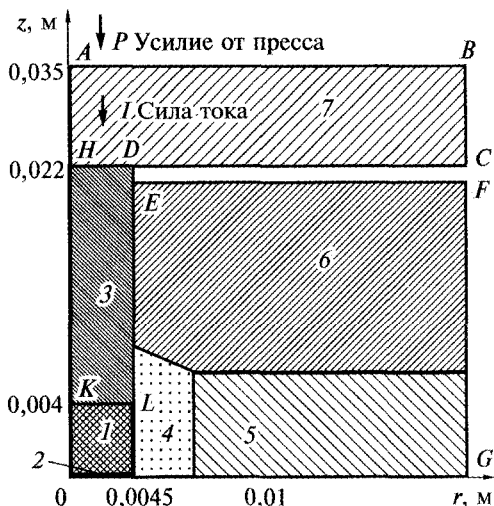
**Рис. 9.1.** Схема технологического узла для спекания под давлением порошковых заготовок: 1 — заготовка из порошка титана; 2 — медная фольга; 3 — пуансон (сталь A12); 4 — контейнер из литографического камня; 5, 6 — элементы матрицы (сталь 40); 7 — плита пресса (сталь 40)

прикладывается постоянное механическое усилие к плитам 7 (см. рис. 9.1), которое создает в объеме заготовок соответствующее давление; затем на клеммы, соединенные с плитами 7, подается электрическое напряжение.

На интенсивность диффузионных процессов в объеме спекаемой заготовки, в котором они протекают, существенно влияют технологические параметры процесса спекания:

приложенное давление и уровень температуры. Наличие приложенного давления способствует образованию плотного контакта между частичками порошковой заготовки и частичками заготовки и металлической основой, которая обуславливает увеличение объемов, в которых протекают диффузные процессы. Повышение температуры увеличивает скорость диффузионных процессов и объем материалов, в которых происходят эти процессы. Так, при увеличении температуры (до 800...1000 °С) коэффициент диффузии металлов увеличивается и становится на 5...8 порядков больше, чем при 20 °С [385].

Как известно, при увеличении температуры от комнатной до 800...900 °С предел прочности и твердость металлов (кобальта, меди, титана, железа, никеля), которые используют в качестве компонентов порошковых композиций, уменьшаются от нескольких до десятков раз [393—397]. Это значительно интенсифицирует процессы пластического деформирования частичек композиций в процессе спекания под давлением. Последнее способствует консолидации частичек композиции между собой и с металлической основой, а также, как было показано выше, увеличению площади поверхности контакта между ними. Это в свою очередь приводит к увеличению площади поверхностей, через которые происходит процесс диффузии, и в результате — к увеличению объемов, в которых протекают диффузные процессы. В интересующем нас температурном диапазоне 20...900 °С процесс спекания порошковых композиций происходит в твердой фазе, поскольку температура плавления перечисленных компонентов более высокая (титана — 1668 °С, меди — 1083 °С, кобальта — 1494 °С, никеля — 1455 °С, железа — 1538 °С) [393, 396, 398], а процесс консолидации металлических порошковых композиций при повышенной температуре и давлении, как было показано выше, происходит в основном за счет их пластического деформирования. При таких условиях обеспечивается плотный контакт как между частичками порошковой смеси, так и между частичками порошковой смеси и металлической основой, а на границе контакта указанных компонентов интенсивно протекают диффузионные про-



цессы, которые аналогичны процессам диффузии, происходящим при диффузионной сварке [399, 400].

В процессе спекания температура в объемах заготовок и в фольге изменяется в широком диапазоне — от комнатной до 900 °С, при этом существенно изменяется коэффициент диффузии. Поэтому при моделировании процесса диффузии необходимо учитывать температурный режим заготовок в процессе спекания. Это обуславливает необходимость разработки математической модели температурного поля заготовок. В процессе спекания под давлением существенно уменьшается пористость заготовок — от 20...30 % (в начальный момент процесса спекания) до нескольких процентов (в конце процесса спекания). Как известно [389], теплофизические свойства материала существенно зависят от его пористости. Поэтому при моделировании температурного режима заготовок необходимо учитывать зависимость теплофизических свойств как от температуры, так и от пористости.

Разработанная модель состоит из двух частей: модели температурного поля в объемах брикетов смеси, которые спекаются, и в элементах технологического узла и модели процесса диффузии между двумя компонентами «брикет смеси—фольга».

Модель представляет собой связанную систему уравнений электрического потенциала и температурного поля:

$$\operatorname{div} \left( \frac{1}{\rho} \operatorname{grad} \varphi \right) = 0 \quad (\rho = \rho(T, \theta)), \quad (9.1)$$

$$\frac{1}{\rho} \frac{\partial \varphi}{\partial n} = \frac{I}{S_{AB}} \quad \text{на } AB, \quad \frac{\partial \varphi}{\partial n} = 0 \quad \text{на } BCDEFG, \quad \varphi = 0 \quad \text{на } OG; \quad (9.2)$$

$$c \gamma \frac{\partial T}{\partial t} = \operatorname{div}(\lambda \operatorname{grad} T) + Q, \quad (9.3)$$

$$c = c(T), \quad \gamma = \gamma(T, \theta), \quad \lambda = \lambda(T, \theta); \quad Q_v = \rho |\vec{j}|^2; \quad (9.4)$$

$$\vec{j} = -\frac{1}{\rho} \operatorname{grad} \varphi; \quad (9.5)$$

$$\varphi(r, z, 0) = 0, \quad T(r, z, 0) = T_0 = 20^\circ \text{C}; \quad (9.6)$$

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = q_s(T, r, t) \quad \text{на } HD \quad \text{и на } KL, \quad (9.7)$$

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha(T_c - T) \quad \text{на } BCDEFG \quad (9.8)$$

и уравнения теории нестационарной диффузии:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \operatorname{div}(D(T) \operatorname{grad} C) \quad (9.9)$$

с соответствующими начальными и граничными условиями. Поскольку размеры металлической основы (медная фольга толщиной 200 мкм) и размеры



Рис. 9.2. Схема одномерной пространственной области для решения задачи диффузии из компонента 1 в компонент 2



зерен порошка титана (30...40 мкм) больше толщины переходного слоя между основой и брикетом (5...15 мкм), в котором протекают диффузные процессы, то в компьютерной модели решается одномерная пространственная (в декартовых координатах) задача диффузии для пары «компонент 1 — компонент 2» (рис. 9.2).

На границах расчетной области ( $x = 0$  и  $x = x_2$ ) отсутствуют диффузные потоки:

$$D \frac{\partial C}{\partial n} = 0 \quad \text{при } x = 0 \text{ и } x = x_2. \quad (9.10)$$

На границе  $x = x_1$  плотного контакта компонентов 1 и 2 задаются условие непрерывности диффузионного потока (диффузионный поток с одной стороны от границы контакта равен диффузионному потоку с другой стороны границы) и условие непрерывности концентрации компонента, который диффундирует:

$$D \frac{\partial C}{\partial n} \Big|_1 = D \frac{\partial C}{\partial n} \Big|_2, \quad C|_1 = C|_2 \quad \text{при } x = x_1. \quad (9.11)$$

Начальные условия для задачи нестационарной диффузии компонента 1 в компонент 2 имеют вид

$$C(x, 0) = \begin{cases} 1, & x \in [0, x_1]; \\ 0, & x \in (x_1, x_2]. \end{cases} \quad (9.12)$$

Отметим, что коэффициент диффузии может значительно зависеть от размеров частичек порошка в заготовке, однако при диаметрах зерен 30...40 мкм такая зависимость уже не существенна [386]. В формулах (9.1)–(9.12) использованы следующие обозначения:  $\vec{j}$  — вектор плотности электрического тока;  $\varphi = \varphi(r, z, t)$  — электрический потенциал;  $S_{AB}$  — площадь поверхности плиты пресса;  $\rho$  — удельное электросопротивление;  $c, \rho, \lambda$  — соответственно удельная теплоемкость, плотность материала и коэффициент теплопроводности;  $\theta = \theta(t)$  — пористость заготовки;  $Q_V$  — объемная плотность джоулевых источников тепла;  $r$  и  $z$  — радиальная и осевая координаты;  $q_S(T, r, t)$  — тепловой поток, обусловленный протеканием электрического тока через поверхность контакта  $HD$  плиты пресса с пуансоном и через поверхность контакта  $KL$  пуансона с заготовкой (см. рис. 9.2);  $\alpha$  — коэффициент конвективного теплообмена;  $T_c$  — температура внешней среды;  $C$  — концентрация компонента, который диффундирует;  $D$  — коэффициент диффузии компонента 1 в компонент 2. Также заметим, что время  $t$  входит в уравнения для электрического поля (9.3) как параметр, а температура  $T$  вследствие температурной зависимости коэффициента диффузии — в нестационарное уравнение диффузии (9.9).

В данной модели уравнения (9.1) и (9.3) описывают соответственно распределение электрического потенциала и температуры. С помощью первого

уравнения (9.2) задается источник электрического поля. В начальный момент времени электрическое поле в технологическом узле отсутствует, а начальная температура равна комнатной (9.6). На границе  $BCDEFG$  (см. рис. 9.1) задается условие конвективного теплообмена (9.8) с внешней средой, на границе  $AB$  — условие теплового контакта с массивной плитой пресса, а в плоскости  $z = 0$  ( $OG$ ) — условие симметрии электрического и температурного полей.

Систему уравнений (9.1)—(9.12) решали численно методом конечных элементов с использованием метода Бубнова—Галеркина с разностной схемой во времени. На каждом временном шаге систему (9.1)—(9.12) решали в два этапа: 1) решали задачу электронагрева (9.1)—(9.8), в результате чего получали изменение во времени температуры в исследуемых зонах заготовок; при этом при вычислении теплофизических свойств и удельного электросопротивления заготовки использовали полученные экспериментальные данные об изменении во времени пористости заготовок в процессе спекания ( $\theta = \theta(t)$ ); 2) по полученному изменению во времени температуры решали задачу диффузии (9.9)—(9.12). Аналогично решали задачу электронагрева [397]. Нестационарную задачу диффузии (9.9)—(9.12) решали с использованием одномерных конечных элементов и разностной схемы во времени.

С целью проверки адекватности компьютерной модели проведены эксперименты по спеканию под давлением 320 МПа двух цилиндрических холодноспрессованных заготовок из порошка титана, между которыми была расположена медная пластинка толщиной 200 мкм (см. рис. 9.1). Начальная масса и высота каждой заготовки составляли соответственно 1,2 г и 6,5 мм, а диаметр заготовок и медной пластинки — 9 мм. Удельное электросопротивление каждой из заготовок при комнатной температуре в начале процесса спекания составляло 8500 мкОм · см, а после спекания — 78...80 мкОм · см. Силу электрического тока промышленной частоты выбирали в диапазоне 0,8...1,4 кА, а продолжительность времени спекания составляла 10...30 с.

В процессе спекания с помощью компьютеризированной системы регистрации параметров процесса напекания определяли действующую силу электрического тока, протекающего через элементы технологического узла; действующее напряжение между верхней и нижней плитами пресса; усадку заготовок при приложенном к пуансонам давлении. С помощью экспериментальных данных можно отработать технологию процесса спекания с целью получения качественных образцов и разработать модель изменения электро- и теплофизических свойств материала заготовок в процессе спекания.

Структура переходного слоя между фольгой и брикетом исследовалась на растровом электронном микроскопе «Camscan-4DV». С помощью микроанализатора «Link-860» установлено распределение элементного состава в переходном слое. Распределение элементов в плоскости меридионального сечения спеченных брикетов и фольги показано на рис. 9.3.

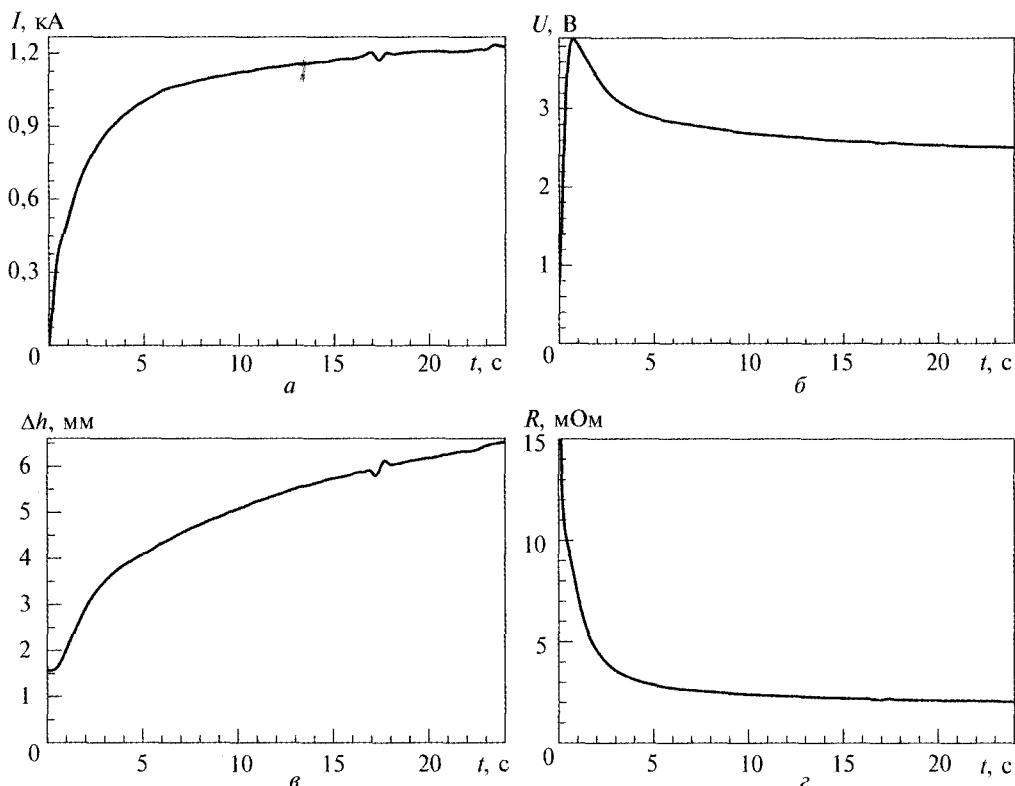
Из рисунка видно, что в зоне контакта титан-медь ширина слоя, в котором происходили процессы диффузии титана в медь и меди в титан, лежит в пределах 10...15 мкм, т. е. в среднем составляет 12,5 мкм. Если считать интенсивности диффузионных процессов титана в медь и меди в титан одинаковыми, то толщина слоя проникновения диффузии титана в медь будет достигать в среднем 6 мкм.

## 9.1. Диффузионное напекание алмазного слоя к корпусу инструмента

**Рис. 9.3.** Распределение титана и меди в переходном слое спеченных титановых брикетов с медной фольгой (продолжительность нагрева 24 с)



Продолжительность процесса спекания двух титановых брикетов с медной фольгой (см. рис. 9.3) составляла 24 с. Действующие сила электрического тока  $I(t)$  в технологическом узле, напряжение  $U(t)$  между плитами пресса и усадка  $\Delta h(t)$  заготовок изменялись в процессе спекания так, как показано на рис. 9.4, *a—в*. Сопротивление  $R(t)$  (рис. 9.4, *г*) было рассчитано по соответствующим значениям силы тока и напряжения (см. рис. 9.4, *a, б*). Вид зависимостей  $I(t)$ ,  $U(t)$ ,  $\Delta h(t)$  и  $R(t)$ , приведенных на рис. 9.4, характерен для всех проведенных экспериментов по спеканию титановых порошковых брикетов под давлением. Кроме описанного эксперимента, были проведены аналогичные лабораторные исследования по спеканию двух порошковых за-



**Рис. 9.4.** Графики изменения во времени в процессе спекания: *a* — силы электрического тока в технологическом узле; *б* — напряжения; *в* — усадки; *г* — электрического сопротивления

готовок под давлением при режимах: для эксперимента 2 — продолжительность нагрева 17 с при силе тока  $I_2 = 0,92 I(t)$ ; для эксперимента 3 — продолжительность нагрева 10 с при силе тока  $I_3 = 0,83 I(t)$ .

С использованием экспериментальных результатов (см. рис. 9.4) в компьютерной модели процесса спекания был осуществлен выбор фиксированной высоты заготовки (см. рис. 9.1) и теплофизических свойств ее материала в процессе нагревания. Из графика изменения во времени усадки (см. рис. 9.4, в) следует, что почти за половину всего времени нагрева усадка достигла 5 мм, т. е. высота каждой из заготовок стала равной 4 мм. Поэтому при численном моделировании схемы нагрева фиксированная высота одной заготовки была выбрана также равной 4 мм.

Моделирование изменения электро- и теплофизических свойств материала порошковой заготовки в процессе спекания под давлением было выполнено следующим образом. Поскольку пористость холоднопрессованной заготовки составляла 30 %, спеченной — 3 %, а плотность титана в температурном диапазоне 20...1000 °С изменяется незначительно [393, 396, 398], то плотность заготовки в процессе спекания была принята постоянной и равной плотности материала со средней пористостью 16,5 %. Температурная зависимость теплоемкости заготовки была выбрана усредненной на основе данных работ [393, 398].

Для построения модели изменения удельного электросопротивления заготовки в процессе спекания использованы результаты измерений при комнатной температуре: удельное электросопротивление холоднопрессованной заготовки 8500 мкОм · см; удельное электросопротивление спеченной заготовки 78...80 мкОм · см. На основании характера изменения во времени электрического сопротивления  $R(t)$  (см. рис. 9.4, з) рабочей части технологического узла было выполнено моделирование изменения удельного электросопротивления и коэффициента теплопроводности порошкового титанового брикета в процессе его спекания. Из графика изменения электрического сопротивления  $R(t)$  (см. рис. 9.4, з) рабочей части технологического узла видно, что значение и скорость изменения сопротивления будут наибольшими в начальные моменты процесса спекания: после резкого уменьшения на протяжении первых 3...5 с электрическое сопротивление рабочей части технологического узла в дальнейшем приобретает практически постоянное значение.

При моделировании температурной зависимости удельного электросопротивления порошковой заготовки в процессе спекания необходимо учитывать факторы, которые влияют на характер изменения  $R(t)$ : уплотнение материала заготовки в процессе спекания приводит к уменьшению электросопротивления контактов между частичками порошка и в результате к уменьшению удельного электросопротивления заготовки в целом; как показывают данные лабораторных опытов, с увеличением тока нагревания (что имеет место на начальной стадии процесса спекания) уменьшается электросопротивление контактов пуансонов с плитами пресса; в процессе спекания существенно возрастает температура заготовки и металлических пуансонов, что, как известно, для сталей и монолитного титана [389, 391—394] приводит к увеличению их удельного электросопротивления и, как следствие, к увеличению электрического сопротивления  $R(t)$  всей рабочей части технологического узла.

Согласно [389, 393—397] с повышением температуры существенно уменьшается предел прочности металлов, например, для титана при увеличении температуры от комнатной до 800 °С предел прочности уменьшается более чем в 10 раз и при 800 °С составляет 50...100 МПа (в зависимости от технологии получения материала). Отсюда следует, что при рабочих давлениях 300 МПа при достижении уровня температуры 800 °С материал заготовки становится практически беспористым.

Итак, в процессе спекания под давлением порошковых металлических заготовок происходит одновременно повышение температуры заготовок и уменьшение их удельного электросопротивления, однако вследствие увеличения температуры в процессе спекания удельное электросопротивление частичек возрастает. Поэтому в первом приближении для описания в процессе спекания изменения удельного электросопротивления  $\rho = \rho(T, \theta)$  материала заготовок целесообразно выбрать такую зависимость  $\rho(T(t), \theta(t))$ , которая имела бы аналогичный характер изменения, как  $R(t)$  (см. рис. 9.4, з). Как видно из графика, зависимость  $R(t)$  можно представить в виде

$$R(t) \approx C_1 + C_2 \exp(-C_3 t), \quad (9.13)$$

где  $C_1, C_2, C_3$  — постоянные величины.

Зависимость от пористости удельного электросопротивления пористого однофазного материала описывается формулой [389]

$$\rho(\theta) = \frac{\rho_0}{\xi(1-\theta)^{3/2}}, \quad (9.14)$$

где  $\rho_0$  — удельное электросопротивление монолитного материала;  $\xi$  — отношение среднего линейного размера области контакта частичек к линейному размеру этих частичек, т. е. относительный средний линейный размер области контакта частичек. Размеры области контакта частичек зависят от приложенного давления и предела прочности (текучести) материала. Последняя величина существенно зависит от температуры, которая изменяется в процессе спекания и является функцией времени. Итак,  $\xi$  также является функцией времени:  $\xi = \xi(t)$  (для конкретных схемы технологического узла, давления, режима нагревания, материала заготовок).

Пористость заготовок изменяется в процессе спекания и в каждый момент времени может быть определена из графика усадки  $\Delta h$  (см. рис. 9.4, в). Поэтому для аппроксимации удельного электросопротивления титановых заготовок в процессе спекания можно использовать зависимость

$$\rho(T, \theta) = \frac{\rho_0(T)}{(1-\theta)^{3/2}} f(t) \quad (9.15)$$

как аналогичную (9.14). Здесь  $\rho_0(T)$  — удельное электросопротивление сплошного титана, а  $f(t)$  — функция времени, которая имеет вид (9.13) и выбирается так, чтобы удовлетворить такие условия. В начальный момент времени  $t = 0$  величина  $\rho$  равна удельному электросопротивлению холодных заготовок под давлением 320 МПа. В конце процесса спекания при  $t = 24$  с, когда уровень

температуры в заготовке достигает 900 °С, а пористость  $f$  равна конечной пористости заготовки (3 %), принято, что удельное электросопротивление заготовки практически равно удельному электросопротивлению сплошного титана при высокой температуре [394, 396, 398, 400, 401]:  $\rho$  (900 °С) = 170 мкОм · см, при этом  $f(t = 24 \text{ с}) \approx 1$ . В промежуточных точках интервала времени [0; 24 с] зависимость (9.15) аппроксимирует поведение кривой  $R(t)$  (см. рис. 9.4, з). В результате экспериментальных измерений установлено, что при приложении давления 320 МПа удельное электросопротивление порошковых композиций на основе титана уменьшается в 3...4 раза по сравнению с удельным электросопротивлением порошковых заготовок без приложения давления, т. е. удельное электросопротивление титановых заготовок в начале процесса спекания под давлением достигает 2500 мкОм · см. Пористость порошковых титановых заготовок при давлении 320 МПа при комнатной температуре равна 25 % [402]. В результате функцию  $f(t)$  в формуле (9.15) выбирают в виде

$$f(t) = 1 + 2,03 \cdot 10^9 \exp\left(-\frac{t}{2,71}\right). \quad (9.16)$$

Отметим, что, как и для большинства металлов, удельное электросопротивление монолитного титана по данным работ [394, 396—398, 410] существенно возрастает с увеличением температуры: приблизительно от 60 мкОм · см при 20 °С до 170 мкОм · см при 880...900 °С. В соответствии с данными об удельном электросопротивлении титана, приведенными в работе [396], при температуре перехода  $\alpha$ -титана в  $\beta$ -титан (880 °С) происходит резкое уменьшение его удельного электросопротивления ( $\approx$  на 10 %); в дальнейшем при повышении температуры до 1300 °С электросопротивление титана изменяется незначительно.

Моделирование температурной зависимости коэффициента теплопроводности  $\lambda$  порошковой титановой заготовки в процессе спекания проводили аналогично работе [403], в результате для  $\lambda(T)$ , Вт/(м · град), принята зависимость

$$\lambda(T) = \begin{cases} 6,7 + 0,01255T, & 20 \leq T \leq 880 \text{ °С}; \\ 18, & T > 900 \text{ °С}. \end{cases} \quad (9.17)$$

При этом использованы экспериментальные данные работ [383, 390, 391—394] для коэффициента теплопроводности монолитного титана.

В математической модели поверхностные тепловые потоки определяли с учетом экспериментальных данных (см. рис. 9.4, з). Учитывая выбранное выше значение удельного электросопротивления заготовки при повышенной температуре, можно приблизительно вычислить электрическое сопротивление заготовок  $R_{\text{заг}}$  в конце процесса спекания:  $R_{\text{заг}} = 0,12$  мОм. Распределение электрического сопротивления при повышенной температуре (учитывая данные, приведенные на рис. 9.4, з,  $R = 1,88$  мОм) приходится на электросопротивление контактов между верхним пуансоном и плитой пресса и между нижним пуансоном и опорной плитой (симметрично относительно плоскости  $z = 0$ , см. рис. 9.1). При этом полагают, что при повышенной температуре

электросопротивление контакта между пуансоном и заготовкой практически отсутствует. В численной модели было принято также такие четыре предположения: 1) в начале процесса спекания, при  $T = 20$  °С, электрическое сопротивление  $R(t = 0) = 15$  мОм (рис. 9.4, з) распределено одинаково между контактными поверхностями  $HD$  и  $KL$  и симметричными им поверхностями относительно плоскости  $z = 0$  (см. рис. 9.1); 2) при повышенной температуре (800 °С) указанное выше электросопротивление 1,88 мОм также распределено одинаково между поверхностью  $HD$  и симметричной ей поверхностью относительно плоскости  $z = 0$ ; 3) при повышении температуры от 20 до 800 °С электросопротивление контактов изменяется линейно, а при  $T > 800$  °С не изменяется; 4) на поверхностях контакта тепловые потоки, обусловленные контактным электросопротивлением, распределены равномерно.

Мощность  $q_s$  источников, которые действуют на поверхностях контакта, вычисляли по формуле

$$q_s = \frac{4I^2 R_k}{\pi a}, \quad (9.18)$$

где  $I$  — сила электрического тока;  $R_k$  — контактное электросопротивление;  $a$  — диаметр пятна контакта. Согласно изложенному выше для вычисления контактного электросопротивления  $R_k$  использовали формулу

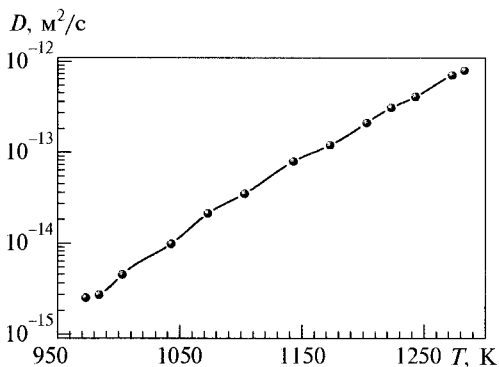
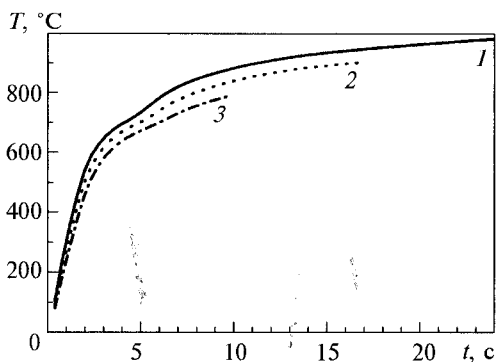
$$R_k(T) = \begin{cases} kT + b, & T_1 \leq T \leq T_2, \\ R_{k2}, & T_2 \leq T, \end{cases} \quad k = \frac{R_{k2} - R_{k1}}{T_2 - T_1}; \quad b = \frac{T_2 R_{k1} - T_1 R_{k2}}{T_2 - T_1}, \quad (9.19)$$

где  $T_1 = 20$ ,  $T_2 = 800$  °С, а коэффициенты  $R_{k1} = 0,375 \cdot 10^{-2}$  Ом,  $R_{k2} = 0,94 \cdot 10^{-3}$  Ом на поверхности контакта  $HD$  пуансона с плитой пресса и  $R_{k1} = 0,375 \cdot 10^{-2}$  Ом,  $R_{k2} = 0$  Ом на поверхности контакта  $KL$  пуансона с заготовкой (см. рис. 9.1).

С использованием описанной компьютерной модели определено распределение температуры в технологическом узле и в заготовках в процессе спекания под давлением. Графики изменения во времени рассчитанной температуры в точке с координатами  $r = 0,00225$  м,  $z = 0$  (см. рис. 9.1) в зоне контакта титановой заготовки с медной пластинкой для трех разных режимов нагрева приведены на рис. 9.5.

С учетом рассчитанных данных об изменении уровня температуры во времени в зоне контакта титановой заготовки с медной фольгой было определено распределение концентрации титана в медной фольге. При этом использовали экспериментальные данные [385, 388] о температурной зависимости коэффициента диффузии титана в медь (рис. 9.6), приведенные в указанных работах лишь для температурного интервала 970...1290 К.

В температурном интервале 293...970 К коэффициент диффузии  $D$  был принят таким: при комнатной температуре коэффициент диффузии  $D$  выбран на шесть порядков меньше (по аналогии для приведенных в [385] значений коэффициента диффузии для многих металлов), чем указанный на графике (см. рис. 9.6) при 970 К, а на всем интервале принята линейная зависимость  $D$  от температуры. Длина области  $Ox_2$  (см. рис. 9.2) была выбрана равной  $3 \cdot 10^{-5}$  м с таким расчетом, чтобы граничные условия при  $x = 0$  и  $x = 3 \cdot 10^{-5}$

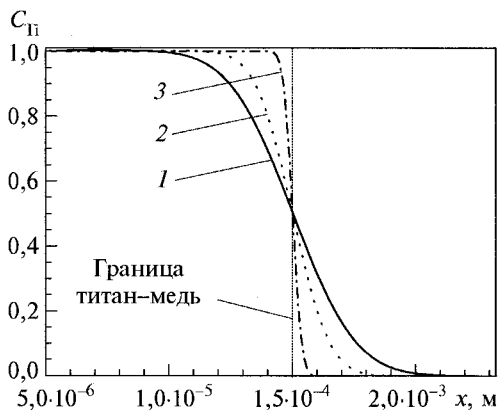


**Рис. 9.5.** Рассчитанный уровень температуры в зоне контакта порошковой титановой заготовки с медной фольгой при трех режимах спекания: 1 — продолжительность спекания 24 с при нагревании током  $I_1 = I(t)$ ; 2 — продолжительность спекания 17 с при нагревании током  $I_2 = 0,92 I(t)$ ; 3 — продолжительность спекания 10 с при нагревании током  $I_3 = 0,83 I(t)$

**Рис. 9.6.** Зависимость изменения коэффициента диффузии  $D$  титана в медь (экспериментальные данные) от температуры

на протяжении времени расчетов (равного продолжительности процесса спекания) практически не влияли на диффузные процессы в зоне контакта титановой заготовки с медной пластинкой. Область  $Ox, x_2$  разбивали на 50 конечных элементов со значительным сгущением конечноэлементной сетки возле границы  $x = x_1$  контакта заготовка—фольга. Как показали результаты числовых экспериментов, плотность сетки элементов возле указанной границы существенно влияет на точность вычислений распределения концентрации титана.

На рис. 9.7 приведен график распределения концентрации титана в зоне контакта заготовки с фольгой для температурных режимов 1—3 (см. рис. 9.5). Из рисунка видно, что указанные режимы нагревания существенно влияют на процесс диффузии титана в медную фольгу. Для режима 1 в момент времени окончания процесса спекания (24 с) ширина слоя диффузии титана в медь (половина толщины всего переходного слоя между заготовкой и фольгой) составляет 5...5,5 мкм (кривая 1 на рис. 9.7), что согласуется с результатами лабораторных исследований (см. рис. 9.5); половина толщины слоя диффузии между титановой заготовкой и медной пластинкой равна приблизительно 5...7 мкм. Для режимов 2 и 3 (см. рис. 9.5) также получены соответствующие картины распределения



**Рис. 9.7.** Рассчитанное распределение концентрации титана в зоне контакта титан—медь: 1 — при  $t = 24$  с; 2 — 17 с; 3 — 10 с (графики 1—3 получены для режимов 1—3 на рис. 9.5)



элементов в переходном слое: для режима 2 толщина диффузного слоя составила в среднем 5 мкм, а для режима 3 — 1 мкм. Эти данные соответствуют результатам, полученным из графиков 2 и 3 на рис. 9.7: для режима 2 толщина диффузного слоя составляет приблизительно 6 мкм, а для режима 3 — приблизительно 1,8 мкм, т. е. результаты вычислений хорошо согласуются с результатами лабораторного исследования диффузионных явлений между порошковой композицией и фольгой в процессе их спекания под давлением.

В данной работе построена одномерная (по пространственным координатам) модель процесса диффузии. Установлена ее адекватность при моделировании процесса диффузии в зоне контакта заготовки с фольгой в процессе их интенсивного спекания под давлением. Данную модель можно использовать также для исследования диффузных явлений между частичками композитной смеси в процессе спекания при условии, что диффузные пласты значительно меньше зон контакта между этими частичками.

Как известно [395, 401], при определенных концентрациях в порошковой смеси разных металлов, которые спекаются (например, титана и меди), и при достижении в объеме смеси определенного уровня температуры (790 °С для композиций титан—медь) между компонентами смеси возникают химические связи — образуются интерметаллиды; наличие последних существенно влияет на механические свойства спеченной композиции. Поэтому разработанную компьютерную модель можно использовать (в указанных выше рамках) для исследования структурных изменений в объемах композитов или в зоне их напекания на металлическую основу.

Как следует из графиков на рис. 9.5 и 9.7, толщина диффузионных слоев существенно зависит от режима спекания, а именно, от интенсивности и продолжительности спекания. Поэтому при численном моделировании диффузных процессов важна адекватность численной модели электронагрева. В данной работе выполнено моделирование контактного электросопротивления на границах контакта пуансона с плитой пресса и пуансона с заготовкой, которая спекается. При этом использованы общие значения электрического сопротивления рабочей части технологического узла (см. рис. 9.4, з). Для построения более точной модели теплового состояния заготовок и других элементов технологического узла в процессе спекания необходимо иметь информацию об изменении в процессе спекания величин контактных электросопротивлений отдельно на каждой из указанных поверхностей контакта. Как видно из распределения температуры в технологическом узле (см. рис. 9.7, 9.8), в процессе спекания на одной из указанных выше границ контакта (*HD*, см. рис. 9.1) температура достигает значительного уровня ( $\approx 700$  °С), также влияющего на тепловое состояние заготовок, которые спекаются, особенно при увеличении продолжительности процесса спекания. Кроме того, для построения более точной модели диффузионных явлений между компонентами порошковая заготовка—пластинка необходимо, очевидно, учитывать как процесс взаимодиффузии, так и процесс самодиффузии. При этом для каждой пары компонент 1 — компонент 2 (см. рис. 9.2) нужно иметь информацию о температурной зависимости двух коэффициентов самодиффузии и двух коэффициентов взаимодиффузии. При этом необходимо рассматривать как диффузию компонента 1 в компонент 2, так и диффузию компонента 2 в компонент 1,

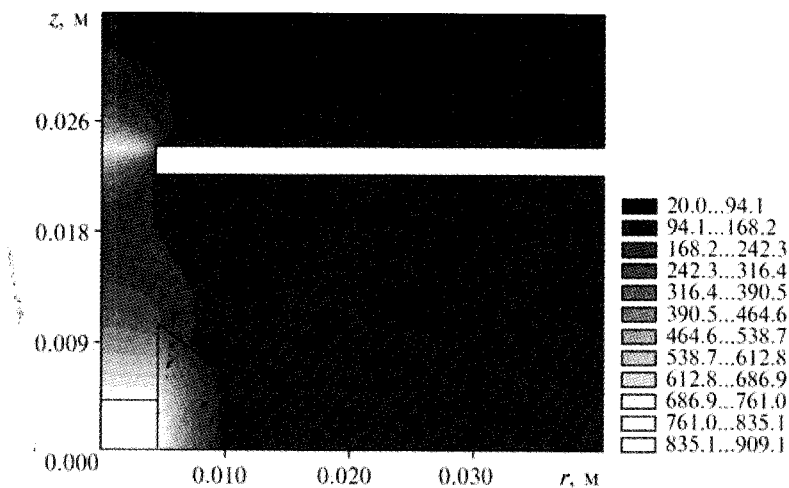


Рис. 9.8. Рассчитанное распределение температуры ( $^{\circ}\text{C}$ ) в технологическом узле в процессе спекания ( $t = 12$  с) при режиме  $I$  (см. рис. 9. 4,  $a$ )

и в математической модели диффузии вместо одного уравнения (9.9) относительно концентрации одного компонента использовать уже систему двух уравнений диффузии относительно концентрации компонента  $1$  и концентрации компонента  $2$ , как это выполнено, например, при теоретическом анализе в работе [404]. В настоящее время для большинства пар материалов такая информация в литературных источниках отсутствует, в частности, для пары титан—медь мы не нашли температурные зависимости всех указанных коэффициентов самодиффузии и взаимодиффузии.

Таким образом, разработанная компьютерная модель адекватно описывает диффузионные явления, которые протекают в процессе напекания ИЭСД композиционных материалов на металлическую основу и может быть использована для исследования их структуры, а также для оптимизации режимов технологического процесса [405].

### **Моделирование структурных преобразований в рабочем слое при электронапекании КАМ на металлическую основу под давлением**

Рассмотрим процесс напекания КАМ на корпус коронки под давлением 160 МПа и силе электрического тока 3,3 кА (рис. 9.9).

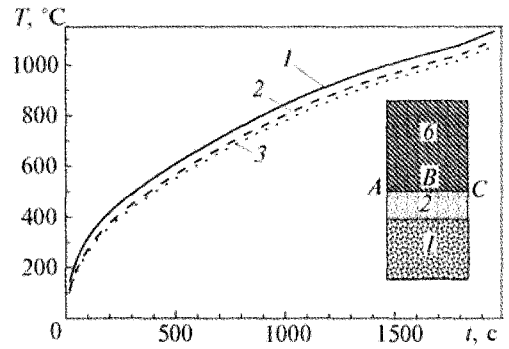
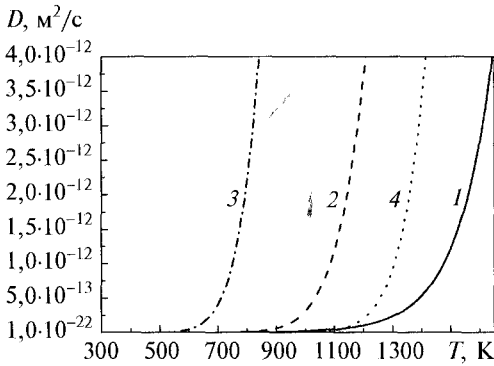
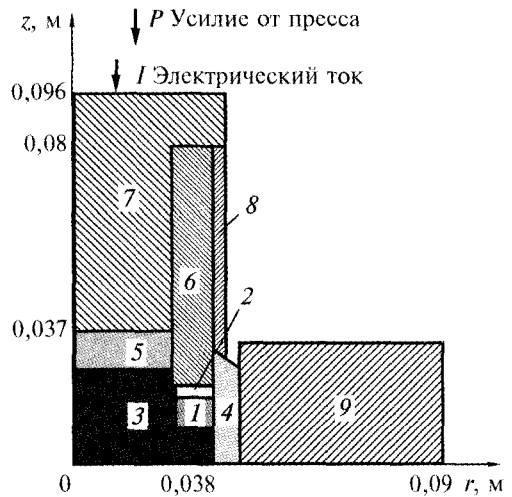
Температурные зависимости параметров технологического процесса ИЭСД показаны на рис. 9.10—9.14.

Распределение концентрации титана и никеля в зоне их контакта в разные моменты времени в результате диффузии этих элементов в точках поверхности корпуса коронки приведено на рис. 9.15—9.17.

В точке 3, указанной на схеме (см. рис. 9.14), к моменту времени 580 с диффузия никеля в титан происходит на глубину 5 мкм, а в точке 2 на рис. 9.19 к моменту времени 680 с диффузия титана в титан происходит на глубину 7 мкм.

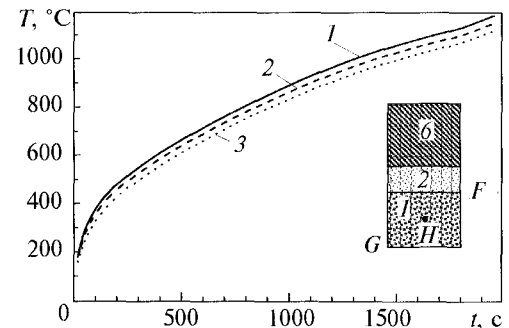
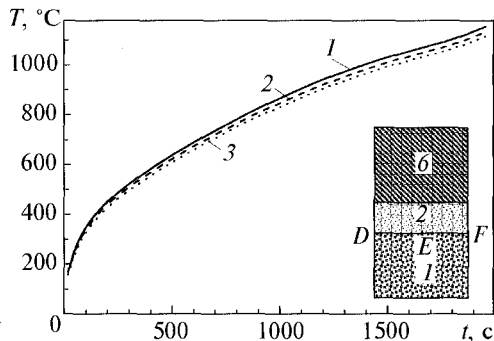
## 9.1. Диффузионное напекание алмазного слоя к корпусу инструмента

**Рис. 9.9.** Схема технологического узла для электронапекания под давлением рабочего слоя на корпус буровой коронки: 1 — композитный алмазосодержащий слой, 2 — порошковый металлический слой (никель, титан), 3 — графитовый нагреватель, 4 — пресс-форма (литографский камень), 5 — теплоизолятор, 6 — корпус коронки, 7 — пуансон (сплав ЭИ 437), 8 — защитный слой (нержавеющая сталь), 9 — матрица (сталь 20 или сплав ЭИ 437)



**Рис. 9.10.** Температурные зависимости коэффициента диффузии: 1 — титана в титан, 2 — никеля в титан, 3 — углерода в титан, 4 — титана в медь

**Рис. 9.11.** Изменение в процессе спекания температуры в точках A (кривая 1), B (кривая 2), C (кривая 3) меридионального сечения нижней части поверхности корпуса коронки (см. рис. 9.9)



**Рис. 9.12.** Изменение в процессе спекания температуры в точках D (кривая 1), E (кривая 2), F (кривая 3) меридионального сечения нижней части поверхности титанового слоя (см. рис. 9.9)

**Рис. 9.13.** Изменение в процессе спекания температуры в точках G (кривая 1), H (кривая 2), F (кривая 3) меридионального сечения рабочего слоя (титан—алмаз) (см. рис. 9.9)

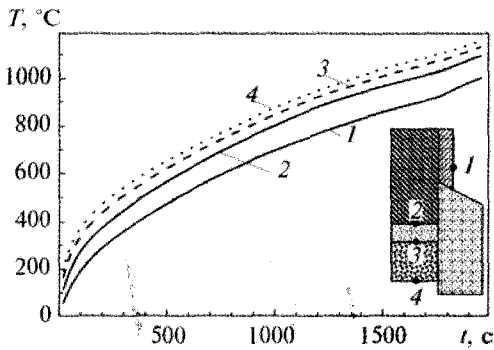


Рис. 9.14. Изменение температуры в контрольных точках технологического узла: на поверхности теплоизоляционного кожуха (кривая 1 соответствует точке 1) и в точках середины меридионального сечения поверхностей титанового и рабочего алмазного слоев (номер кривой соответствует номеру точки на схеме)

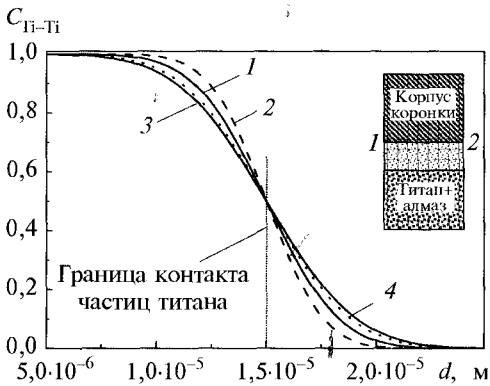


Рис. 9.15. Распределение концентрации титана в момент времени 680 с в результате диффузии титана в титан в точках титанового (1, 2) и рабочего (3, 4) слоев (номер кривой соответствует номеру точки, указанной на схеме)

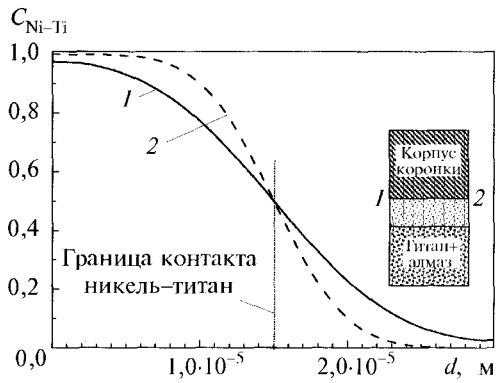


Рис. 9.16. Распределение концентрации никеля в зоне контакта никель-титан в момент времени 680 с в результате диффузии никеля в титан в точках поверхности корпуса коронки (1, 2) (номер кривой соответствует номеру точки, указанной на схеме)

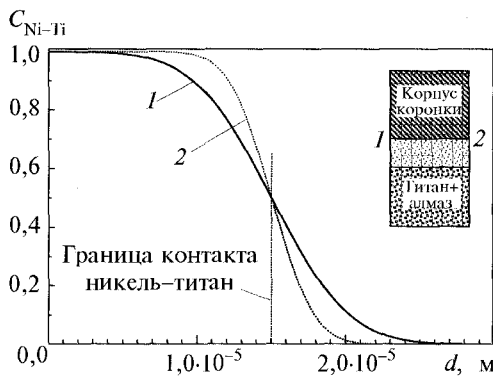


Рис. 9.17. Распределение концентрации никеля в зоне контакта никель-титан в момент времени 580 с в результате диффузии никеля в титан в точках поверхности корпуса коронки (1, 2) (номер кривой соответствует номеру точки, указанной на схеме)

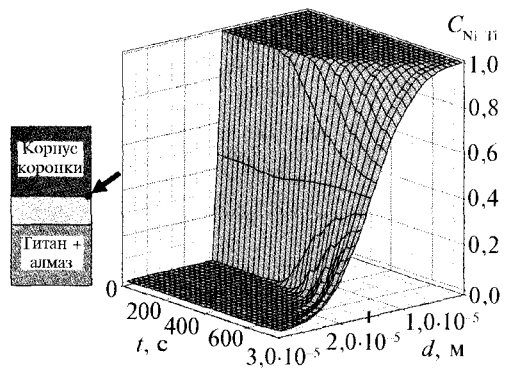


Рис. 9.18. Изменение во времени (от 0 до 750 с) в процессе спекания распределения концентрации никеля в зоне контакта никель-титан в результате диффузии никеля в титан в указанной точке контакта корпуса коронки и титанового слоя

## 9.1. Диффузионное напекание алмазного слоя к корпусу инструмента

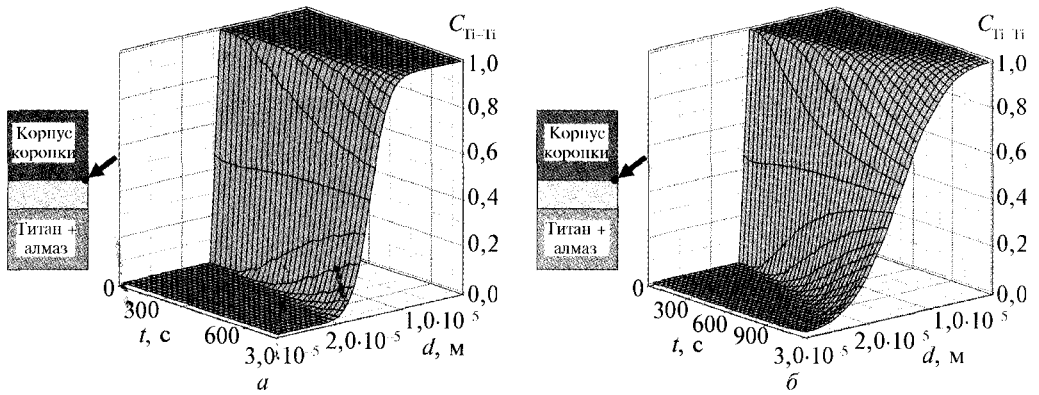


Рис. 9.19. Изменение во времени распределения концентрации титана в зоне контакта титан—титан в результате диффузии титана в титан в указанной точке титанового слоя на момент времени 680 с (а) и 1200 с (б)

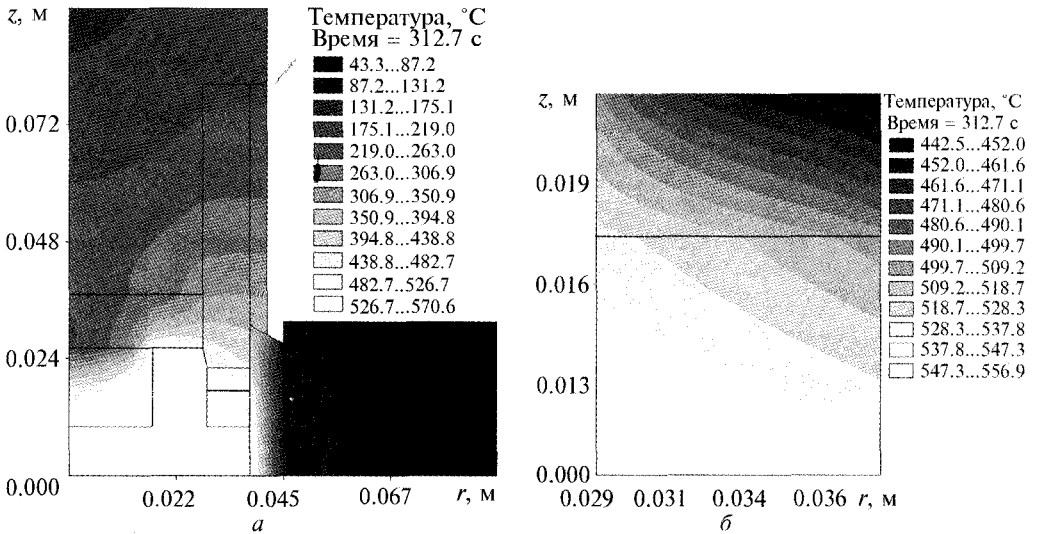


Рис. 9.20. Температурное поле в технологическом узле (а) и в титановом и рабочем слоях (б) в момент времени 312,7 с

На рис. 9.20—9.24 показано распределение температурного поля в технологическом узле в разные моменты времени.

Если отправной точкой выбора будет толщина диффузионного слоя никеля в титан в точке 3 (рис. 9.25) металлизированной поверхности, равная 5 мкм, то согласно графику 3 на рис. 9.25 для достижения этого необходимо затратить примерно 600 с при данном режиме нагрева. Используя распределение температуры для данного момента времени (см. рис. 9.15, з), приходим к выводу, что на металлизированной поверхности корпуса коронки уровень температуры ниже температуры образования интерметаллида никелида титана, т. е. на данный момент времени соединение подложки с корпусом может быть

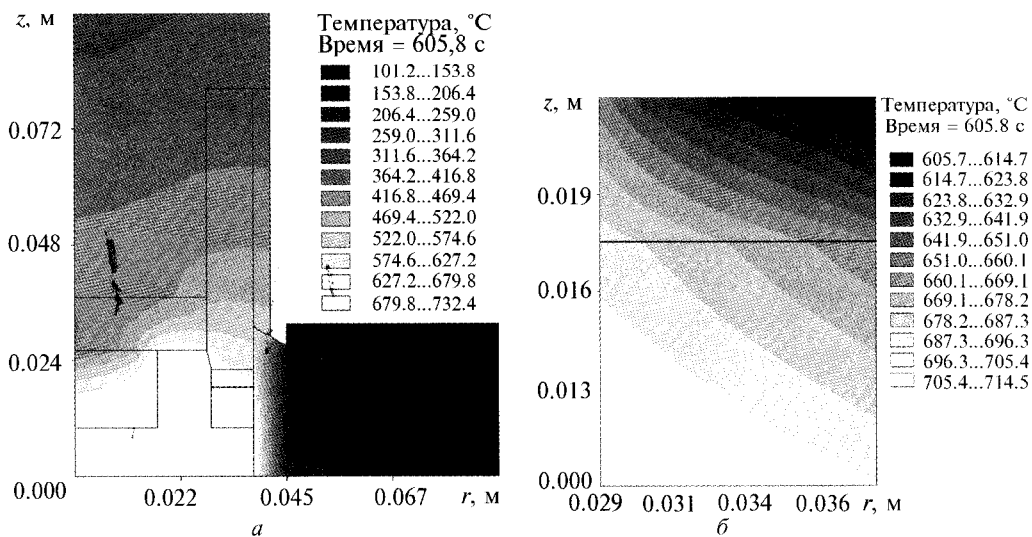


Рис. 9.21. Распределение температурного поля в технологическом узле в момент времени 605,8 с

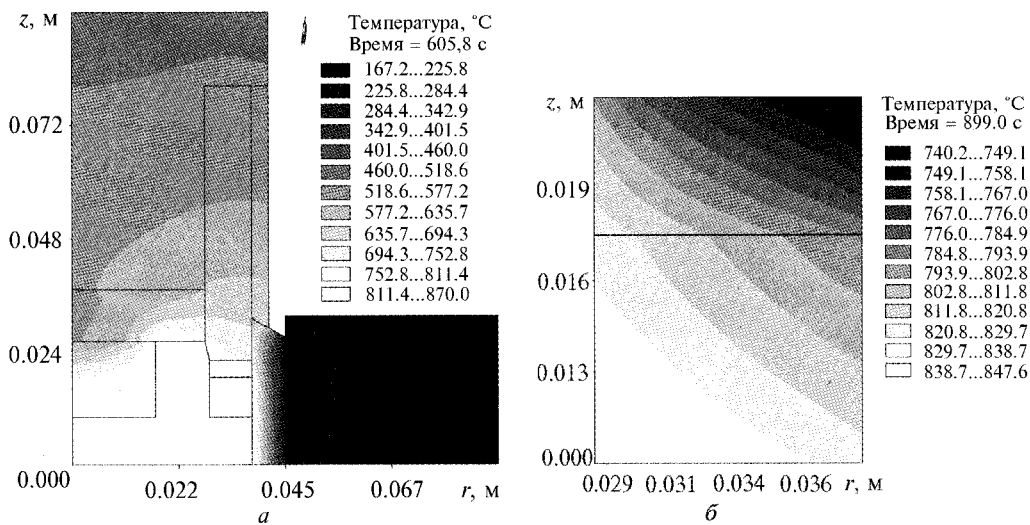


Рис. 9.22. Распределение температурного поля в технологическом узле в момент времени 899 с

еще недостаточно прочным. Между тем, на внутренней стороне алмазосодержащего слоя (точка 4 на рис. 9.25) происходят интенсивные диффузионные процессы между углеродом и титаном и между кислородом и титаном, что в условиях повышенной температуры может привести к резкому охрупчиванию алмазосодержащего слоя и образованию окалины, т. е. к образованию новых структур с участием титана.

## 9.1. Диффузионное напекание алмазного слоя к корпусу инструмента

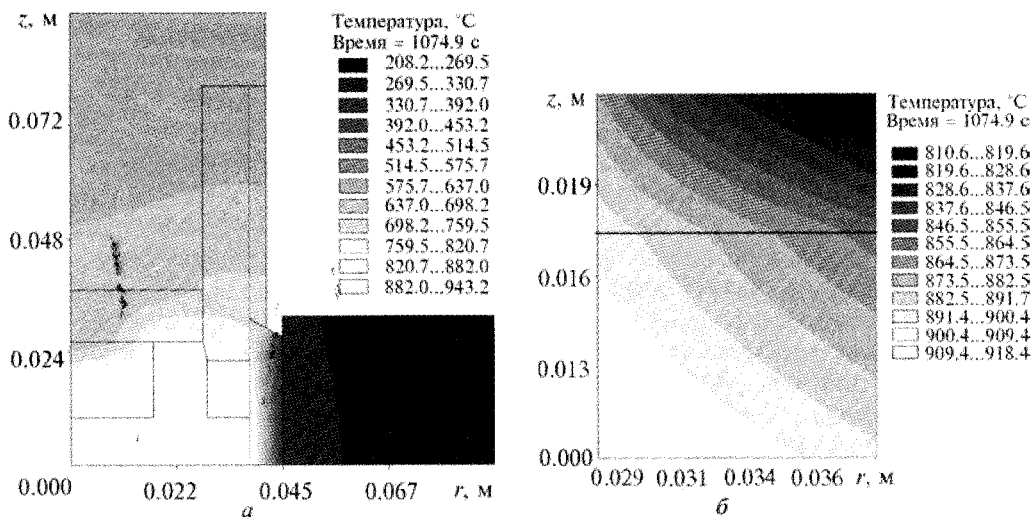


Рис. 9.23. Распределение температурного поля в технологическом узле в момент времени 1074,9 с

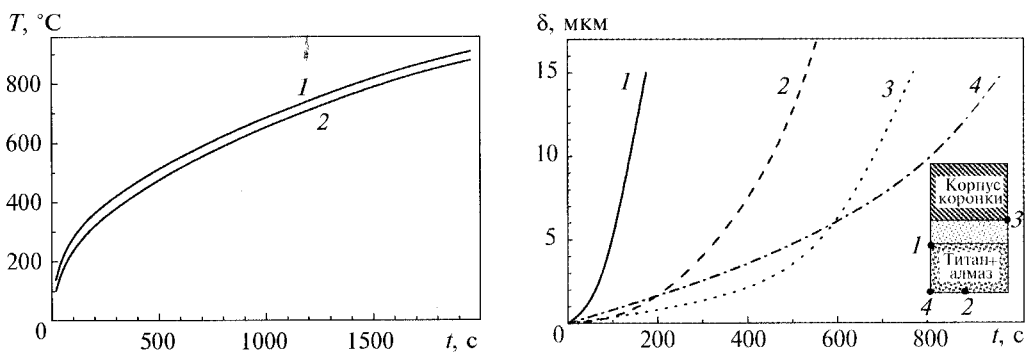


Рис. 9.24. Изменение температуры во времени в середине нижней (1) и верхней (2) части титанового слоя

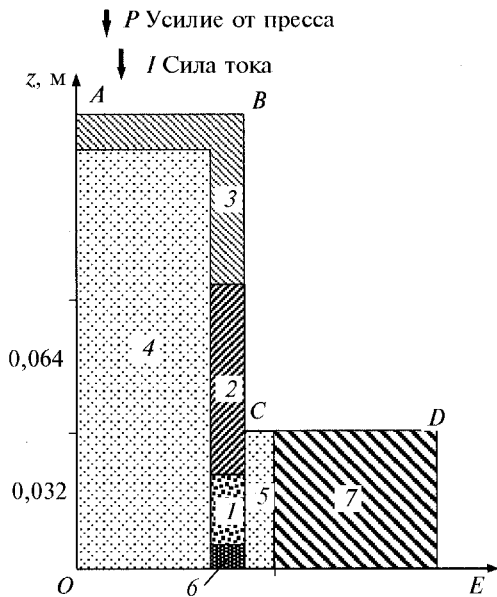
Рис. 9.25. Изменение в процессе спекания толщины диффузионного слоя при диффузии: 1 — C в Ti, 2 — O в Ti, 3 — Ni в Ti, 4 — Ti в Ti (графики 1—4 соответствуют точкам 1—4, приведенным на схеме)

Таким образом, разработана компьютерная модель диффузионных процессов, которые протекают в зонах контакта с металлической основой частиц композиционных алмазосодержащих материалов в процессе ИЭСД на металлическую основу. На базе компьютерных моделей температурного поля и диффузионных процессов разработана численная методика анализа структурных превращений в объеме алмазосодержащего композиционного материала при напекании его на корпус буровой коронки.

## 9.2. ЭЛЕКТРОСПЕКАНИЕ АЛМАЗНЫХ БУРОВЫХ КОРОНОК ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Реализация процесса изготовления буровой коронки напеканием рабочего слоя на ее стальной корпус связана с вопросом выбора необходимых электрических параметров технологической установки, конструктивных параметров технологического узла и режимов нагрева. От вариации электрических параметров силовой установки зависят скорость нагрева рабочего слоя и температура спекания. Кроме того, конструкция технологического узла и режим нагрева существенно влияют на перепад температуры в рабочем слое. От указанных факторов в значительной степени зависят уровень эксплуатационных свойств рабочего слоя, их объемная неоднородность и, следовательно, качество буровой коронки. В литературных источниках, посвященных результатам работ по изготовлению буровых коронок [13, 406], вопросы выбора электрических параметров установки, конструктивных параметров технологического узла и режимов нагрева совсем не рассмотрены или освещены очень коротко.

В данном параграфе изложены результаты численных экспериментов по исследованию влияния конструкции технологического узла и режимов нагрева на уровень и перепад температуры в рабочем слое в процессе его напекания под давлением (100...200 МПа) на корпус буровой коронки. Эти результаты необходимы для разработки конкретных конструкций технологического узла. Нагревание осуществляется прямым пропусканием электрического тока промышленной частоты через рабочий слой, который напекается. Внешний  $R_2$  и внутренний  $R_1$  радиусы коронки равны 0,038 и 0,03 м. Такими же соответственно есть внешний и внутренний радиусы рабочего слоя из композиционного алмазосодержащего материала на кобальтовой связке с концентрацией алмазов 12 % (об. доля). Рабочий алмазный слой буровой коронки разделен в радиальном направлении каналами для циркуляции воды и выноса шлама. Однако с целью упрощения математической модели процесса электронагрева рабочий слой принимался сплошным в круговом направлении относительно оси симметрии (ось вращения) коронки. Схема узла, которая использовалась в числовых расчетах, изображена на рис. 9.26. Для вычислений были выбраны материал корпуса коронки 2 и обоймы 7 —



алмазный слой буровой коронки разделен в радиальном направлении каналами для циркуляции воды и выноса шлама. Однако с целью упрощения математической модели процесса электронагрева рабочий слой принимался сплошным в круговом направлении относительно оси симметрии (ось вращения) коронки. Схема узла, которая использовалась в числовых расчетах, изображена на рис. 9.26. Для вычислений были выбраны материал корпуса коронки 2 и обоймы 7 —

Рис. 9.26. Схема четверти меридионального сечения технологического узла для спекания буровой коронки методом ИЭСД: 1 — рабочий слой, 2 — корпус коронки, 3 — пуансон, 4 — теплоизолятор, 5 — контейнер, 6 — нагреватель, 7 — обойма



сталь 20, материал теплоизолятора 4 и контейнера 5 — литографский камень, материал пуансона 3 — сплав ХН77ТЮР, материал нагревателя 6 — графиты марок МГ-1 или СГ-г. Теплофизические свойства материалов выбирали согласно данным, приведенным в работах [393, 394, 398].

Для выбора силы тока, необходимой для нагревания с помощью нагревателя 6 рабочего слоя 1 (см. рис. 9.26) за 15 мин, и температуры спекания (около 900 °С) использовали приближенную схему баланса тепла:

$$c\gamma \frac{\partial T}{\partial t} = Q. \quad (9.20)$$

Здесь  $c$  и  $\gamma$  — соответственно удельная теплоемкость и плотность материала;  $T$  — температура;  $t$  — время;  $Q$  — объемная мощность тепловых источников в объеме нагревателя, которая определяется согласно формуле Джоуля—Ленца:

$$Q = \rho \left( \frac{I}{S} \right)^2, \quad (9.21)$$

где  $\rho$  — удельное электросопротивление;  $I$  — действующая сила электрического тока;  $S$  — площадь поперечного сечения нагревателя, перпендикулярно к которому (сечению) протекает ток. Соотношения (9.20) и (9.21) использовали для составления приближенного уравнения баланса тепла для нагревателя 6, рабочего слоя 1 и части объемов теплоизолятора 4 и контейнера 5, которые контактируют с нагревателем. Поскольку удельное электросопротивление материала нагревателя (графит [407]) значительно больше, чем удельное электросопротивление материалов рабочего слоя, корпуса коронки и пуансона (а объемная мощность тепловых источников в нагревателе также значительно больше, чем в рабочем слое, корпусе коронки и пуансоне), то при записи приближенного уравнения баланса тепла полагали, что тепловые источники действуют практически лишь в объеме нагревателя, а выделенное в нем тепло расходуется на нагревание самого нагревателя, рабочего слоя и части объемов теплоизолятора 4 и контейнера 5, которые непосредственно контактируют с нагревателем. При записи приближенного уравнения баланса тепла для указанных элементов технологического узла принимали, что прирост температуры происходит равномерно во времени, а свойства материалов не зависят от температуры (их средние значения были выбраны в интервале 20...900 °С). Проинтегрировав уравнение (9.20) по времени и подставив в полученное соотношение и в (9.21) средние значения теплофизических свойств материалов указанных частей элементов технологического узла и их объемы, получили приближенное уравнение баланса тепла, откуда вычислили приближенно силу тока  $I \approx 4000$  А, необходимую для нагрева рабочего слоя до 900 °С за 15 мин. Определенное значение силы тока было отправной точкой для проведения числовых экспериментов.

Для числового исследования распределения температуры в элементах расчетной схемы (см. рис. 9.26) используется программа, которая реализует разработанную математическую модель процесса электронагрева осесимметричной области с помощью прямого пропускания электрического тока через электропроводные элементы, которые контактируют с рабочим слоем коронки.

Математическая модель, описанная выше, состоит из связанной системы уравнений (9.1)—(9.9) для электрического поля и нестационарной нелинейной теплопроводности с соответствующими начальными и граничными условиями.

В данной модели уравнения (9.1)—(9.9) описывают соответственно распределение электрического потенциала и температуры. С помощью первого уравнения (9.4) задается источник электрического поля. В начальный момент времени электрическое поле в технологическом узле отсутствует, а начальная температура равна комнатной (9.28). На границе  $BCDE$  задается условие (9.9) конвективного теплообмена с внешней средой, на границе  $AB$  — условие теплового контакта с массивной плитой пресса, а в плоскости  $z = 0$  ( $OGE$ ) — условие симметрии температурного поля.

Нелинейная нестационарная задача электронагрева (9.1)—(9.9) решается методом конечных элементов в сочетании с методом Бубнова—Галеркина с двухшаговой конечноэлементной схемой во времени [405].

Адекватность численной модели была установлена раньше на основе согласования результатов вычисления температуры в заготовках в процессе их скоростного электроспекания с результатами определения уровня температуры в этих заготовках в момент плавления кобальтовой фазы [393, 398].

В вычислениях коэффициент конвективного теплообмена на поверхности  $BCDE$  определяли по приближенной методике из [409], а для теплофизических свойств указанных выше марок графита использовали приведенные ниже аппроксимационные формулы табличных данных [407].

Для обеих марок плотности практически одинаковы  $\gamma = 1640 \text{ кг/м}^3$  и теплоемкость  $c(T) = -247,5 + 3,86T - 2,29 \cdot 10^{-3} T^2 + 4,76 \cdot 10^{-7} T^3 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{град)}$  в температурном диапазоне 100...2000 К. Температурные зависимости коэффициента теплопроводности  $\lambda$  и удельного электросопротивления  $\rho$  для графита МГ-1 имеют вид

$$\lambda(T) = 117,7 - 0,1T + 4,6 \cdot 10^{-5} T^2 - 7,7 \cdot 10^{-9} T^3 \text{ Вт/(м} \cdot \text{град)},$$

$$\rho(T) = (16,9 - 0,015T + 1,03 \cdot 10^{-5} T^2 - 1,9 \cdot 10^{-9} T^3) \cdot 10^{-6} \text{ Ом} \cdot \text{м}$$

в диапазоне температуры 300...2500 К; для графита СГ-Т

$$\lambda(T) = 11,86 + 1587 e^{-\frac{T}{81,4}} + 171 e^{-\frac{T}{797}}, \text{ Вт/(м} \cdot \text{град)}, \text{ в диапазоне } 250 \dots 1500 \text{ К,}$$

$$\rho(T) = \left( 30,2 + 61,93 e^{-\frac{T}{297}} \right) \cdot 10^{-6}, \text{ Ом} \cdot \text{м}, \text{ в диапазоне } 400 \dots 1500 \text{ К.}$$

Вычисления выполнены для четырех схем (рис. 9.27) конфигурации графитового нагревателя  $b$  при разной силе тока нагрева в диапазоне 4000...6000 А. Одной из целей числовых исследований было установить, в какой мере материал и конструкция нагревателя влияют на скорость нагрева и перепад температуры в рабочем слое.

С целью определения влияния материала нагревателя на скорость нагрева и тепловое состояние рабочего слоя были выполнены расчеты для схемы  $a$  на рис. 9.27. На рис. 9.28 приведены зависимости изменения уровня  $T_{\max}$  и

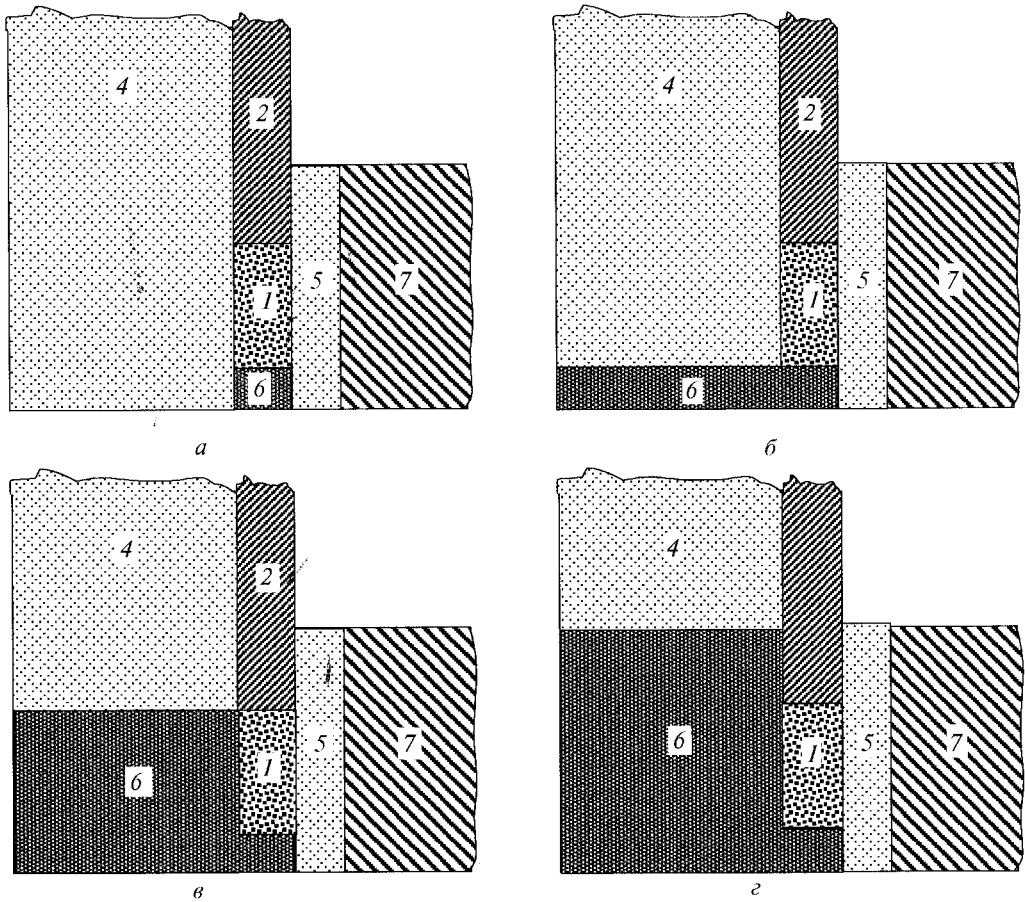
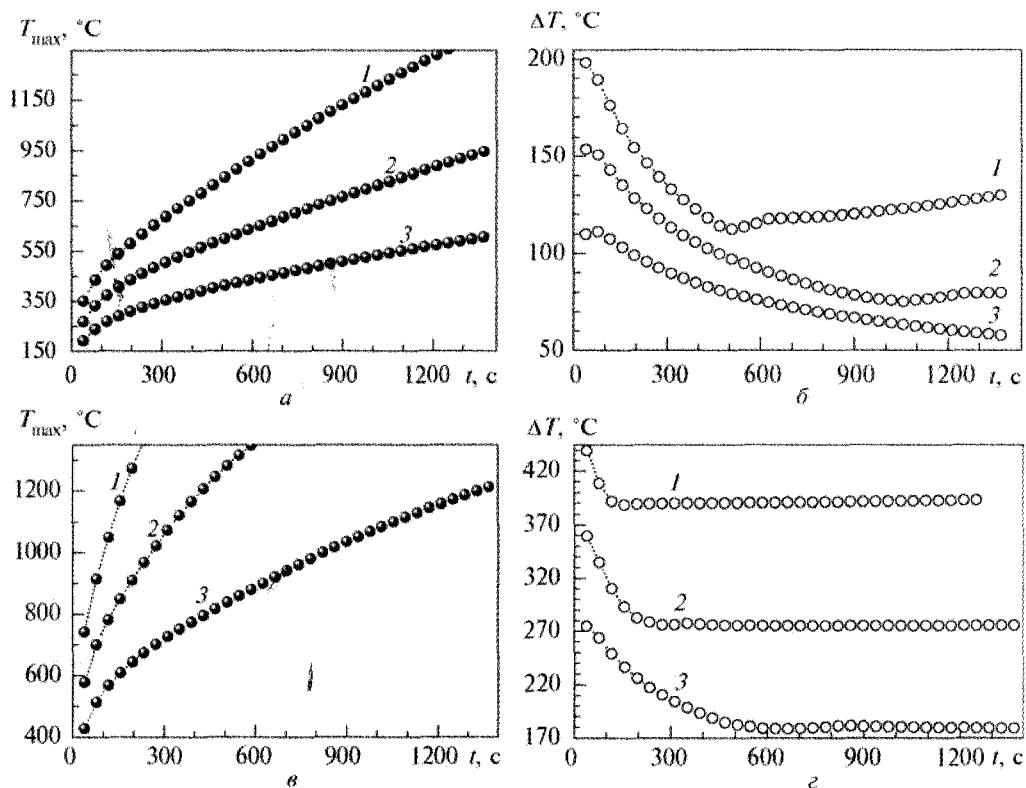


Рис. 9.27. Расчетные схемы конфигурации графитового нагревателя б (фрагменты схемы, изображенной на рис. 9.1)

перепада  $\Delta t$  температуры в рабочем слое в процессе спекания при использовании нагревателя из графита МГ-1 (а и б) и графита СГ-г (в и г) для трех режимов нагрева:  $I = 6000$  А (кривые 1),  $I = 5000$  А (кривые 2)  $I = 6000$  А (кривые 1),  $I = 5000$  А (кривые 2) и  $I = 4000$  А (кривые 3; на рисунке кружочками обозначены результаты вычислений в соответствующие моменты времени). Видно, что для всех трех режимов уровень  $900^\circ\text{C}$  в рабочем слое достигается приблизительно в шесть раз быстрее при использовании нагревателя из графита СГ-Т, чем при использовании нагревателя из графита МГ-1, у которого удельное электросопротивление почти втрое меньше (рис. 9.29). Однако перепад температуры в рабочем слое при использовании нагревателя из графита СГ-Т также больше (почти в 3 раза), чем при использовании нагревателя из графита МГ-1.

Из графиков изменения во времени уровня температуры при относительно небольших скоростях нагрева (кривые 1—3 на рис. 9.28, а и кривая 3 на рис. 9.28, в) видно, что на них можно условно выделить два участка: пер-



**Рис. 9.28.** Изменение уровня  $T_{\max}$  и перепада температуры  $\Delta T$  в рабочем слое в процессе спекания при использовании схемы *a* (см. рис. 9.27) с нагревателем из графита МГ-1 (*a*, *б*) и графита СГ-г (*в*, *г*) при разной действующей силе тока: 1 —  $I = 6000$  А, 2 — 5000 А, 3 — 4000 А

вый — начальная стадия, которой соответствует резкое повышение уровня температуры в рабочем пласте и продолжительность которой во времени находится в пределах 100...200 с; второй — стадия более медленного и почти равномерного повышения максимальной температуры  $T_{\max}$  в рабочем слое, ей соответствует почти линейная зависимость  $T_{\max}$  от времени  $t$  при  $t > 200$  с.

В результате анализа графиков на рис. 9.28 и температурной зависимости удельного электросопротивления графитов на рис. 9.29 можно выделить такую закономерность: температурный перепад  $\Delta T$  в рабочем слое снижается от момента начала нагрева приблизительно до того момента времени, когда удельное электросопротивление нагревателя становится наименьшим. Поскольку удельное электросопротивление материалов рабочего слоя, корпуса коронки и пуансона значительно меньше, чем удельное электросопротивление  $\rho$  материала нагревателя, то очевидно, что изменение перепада температуры в рабочем слое в процессе спекания тесно связано с характером температурной зависимости электросопротивления  $\rho$  материала нагревателя, при которой  $\rho$  достигает наименьших значений приблизительно при 800 °С — для графита МГ-1 и при 950 °С — для графита СГ-г (см. рис. 9.29).

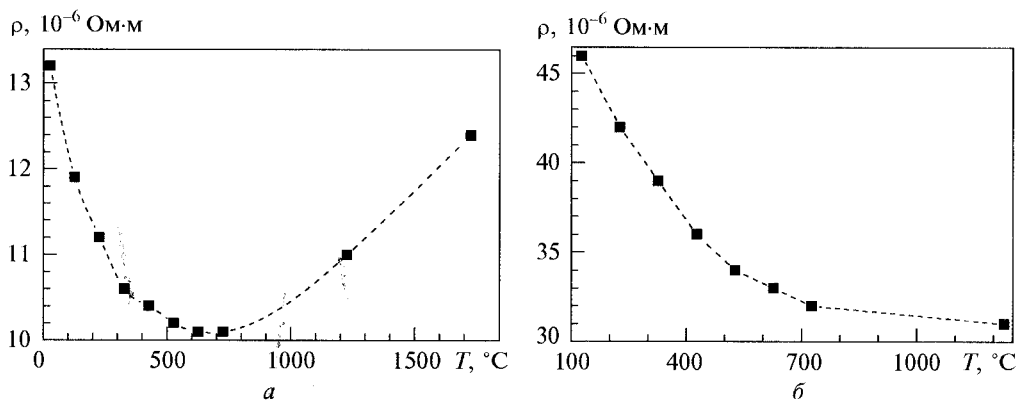
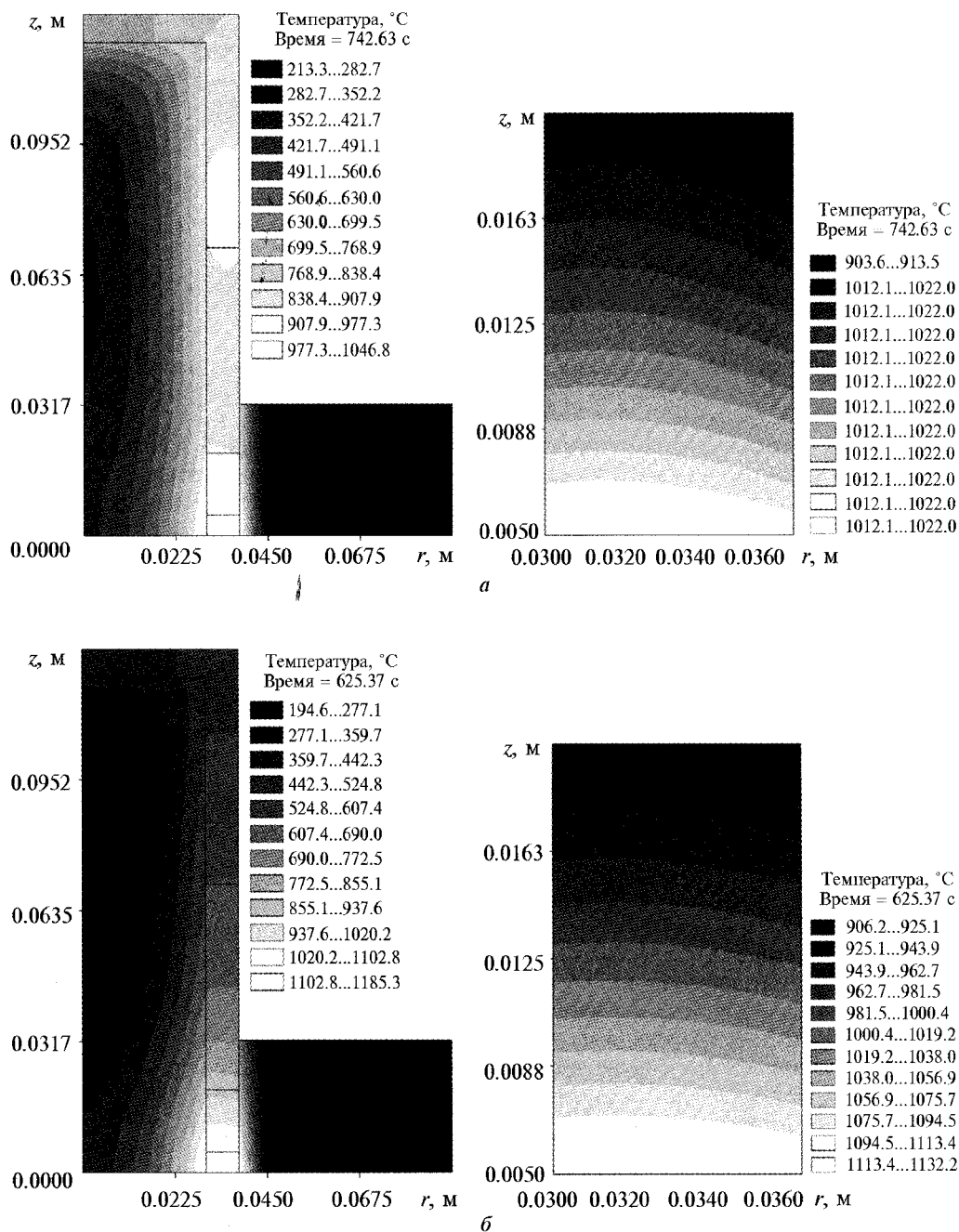


Рис. 9.29. Температурная зависимость удельного электросопротивления графитов МГ-1 (а) и СГ-г (б) (квадраты — экспериментальные точки [403, 405])

При использовании в технологическом узле нагревателей из разных графитов важно определить влияние материала нагревателя на уровень температуры в пуансонах при достижении одинакового уровня температуры в рабочем слое. Характерные распределения температуры в технологическом узле и в рабочем слое в момент, когда минимальная температура в последнем будет немного больше, чем 900 °С, приведены на рис. 9.30.

По сравнению со случаем использования нагревателя из графита МГ-1 (рис. 9.30, а) при применении нагревателя из графита СГ-г (рис. 9.30, б) в технологическом узле значительно меньше рассеивается тепла — зона высоких температур находится в объемах нагревателя и рабочего пласта; кроме того, уровень температуры в пуансоне значительно ниже (на 300 °С) и составляет приблизительно 600 °С. При использовании нагревателя из более электропроводного графита МГ-1 зона высоких температур возникает и в пуансоне 3 (см. рис. 9.1) из жаростойкого сплава ХН77ТЮР (см. рис. 9.30, а). При этом теплопроводность графита СГ-г почти вдвое больше теплопроводности графита МГ-1. При использовании нагревателя из графита МГ-1 время нагрева рабочего пласта до температуры спекания больше почти на 120 с, а ток нагрева больше на 1000 А, чем при использовании нагревателя из графита СГ-г. Очевидно, все указанные эффекты обусловлены тем, что при использовании нагревателя из графита СГ-г плотность действующего тока в элементах технологического узла и в рабочем слое значительно меньше, чем при применении нагревателя из графита МГ-1.

Итак, в последнем случае такие элементы технологического узла, как пуансоны, нагреваются до намного более высокой температуры. Поэтому при применении в технологическом узле нагревателей из графита СГ-г можно согласно данным [407] использовать в процессе спекания при повышенном давлении (100...200 МПа) вместо пуансонов из дорогих жаростойких сплавов пуансоны из жаростойких сталей (например, 40Х10С2М, 12Х13), предотвратив их деформирование. Таким образом, при использовании нагревателя с более высоким удельным электросопротивлением можно за более короткий промежуток времени нагреть рабочий слой до температуры спекания, избежав при этом деформирование пуансонов из жаростойких сталей.



**Рис. 9.30.** Распределение температуры в технологическом узле и рабочем слое в момент достижения в последнем нижнего уровня температуры, приблизительно равного 900 °C: *а* — нагреватель — графит МГ-1,  $I = 6000$  А; *б* — нагреватель — графит СГ-г,  $I = 5000$  А

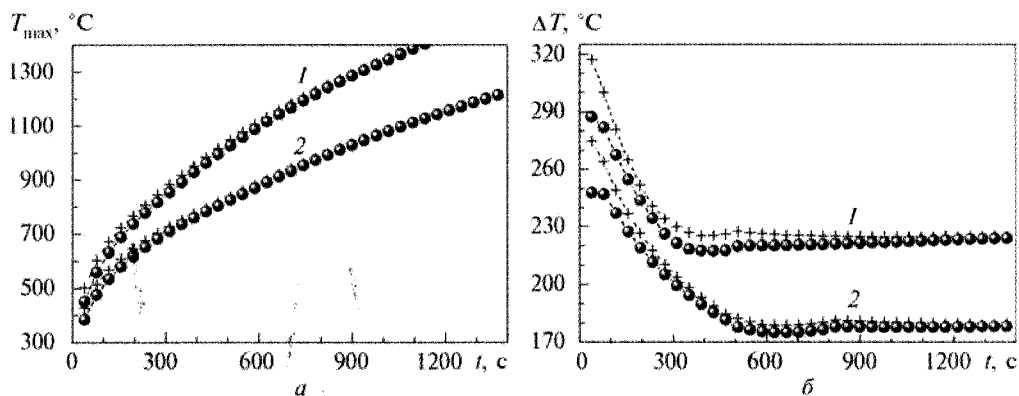


Рис. 9.31. Изменение во времени уровня  $T_{\max}$  (а) и перепада температуры  $\Delta T$  (б) в рабочем слое в процессе спекания при использовании схемы а (крестики) и схемы б (кружки) с нагревателем из графита СТ-г при действующей силе тока: 1 —  $I = 4500$  А, 2 — 4000 А

Рассмотренные выше результаты получены для одной схемы нагрева — схемы а (см. рис. 9.27). Ниже приведены результаты вычислений теплового состояния элементов технологического узла и рабочего слоя сначала для схем а и б (рис. 9.31), а потом для разных схем. Как видно из рис. 9.31, а, на протяжении одинакового времени нагрева при использовании схемы а достигается практически такой же уровень температуры, как и при использовании схемы б: полученная для этих схем максимальная температура в рабочем слое в процессе его нагрева до 900...1000 °С различается незначительно — на 1...2 %; соответствующий перепад температуры (рис. 9.31, б) — на 5...7 %. В общем можно констатировать, что при переходе от схемы а к схеме б уровень и перепад температуры в рабочем слое к моменту достижения температуры 900...1000 °С уменьшаются. Это обусловлено тем, что при использовании схемы б происходит более интенсивный отток тепла (рис. 9.32) от рабочего слоя (по сравнению со схемой а) через ту часть графитового нагревателя, которая контактирует с теплоизолятором 4 из литографского камня. Однако, как видно из рис. 9.32, для данных двух схем нагрева на уровень и перепад температуры в рабочем слое существенно влияет сила тока нагрева (кривые 1 и 2).

Графики изменения уровня и перепада температуры в рабочем слое буровой коронки в процессе спекания при двух рассмотренных значениях силы тока нагрева  $I$ , равных 4500 А, для схем б, в и г (см. рис. 9.27) приведены на рис. 9.33 (соответственно кривые 1 и 2). Из рисунка видно, что, как и для схем а и б, при переходе от схемы в к схеме г уровень температуры в рабочем слое изменяется незначительно, однако перепад температуры в нем существенно зависит от конфигурации нагревателя. Так, при переходе от схемы б к схеме в время нагрева рабочего слоя до одинаковой температуры возрастает приблизительно на 5 % (рис. 9.34, а), а перепад температуры  $\Delta T$  в рабочем слое значительно снижается — на 22...25 % (рис. 9.33, б). При переходе от схемы в к схеме г время нагрева рабочего слоя до одинаковой температуры еще возрастает приблизительно на 5 %, а перепад температуры  $\Delta T$  в рабочем слое при этом еще снижается на 10...12 %. Таким образом, с точки зрения обеспечения минимального перепада температуры в рабочем слое при

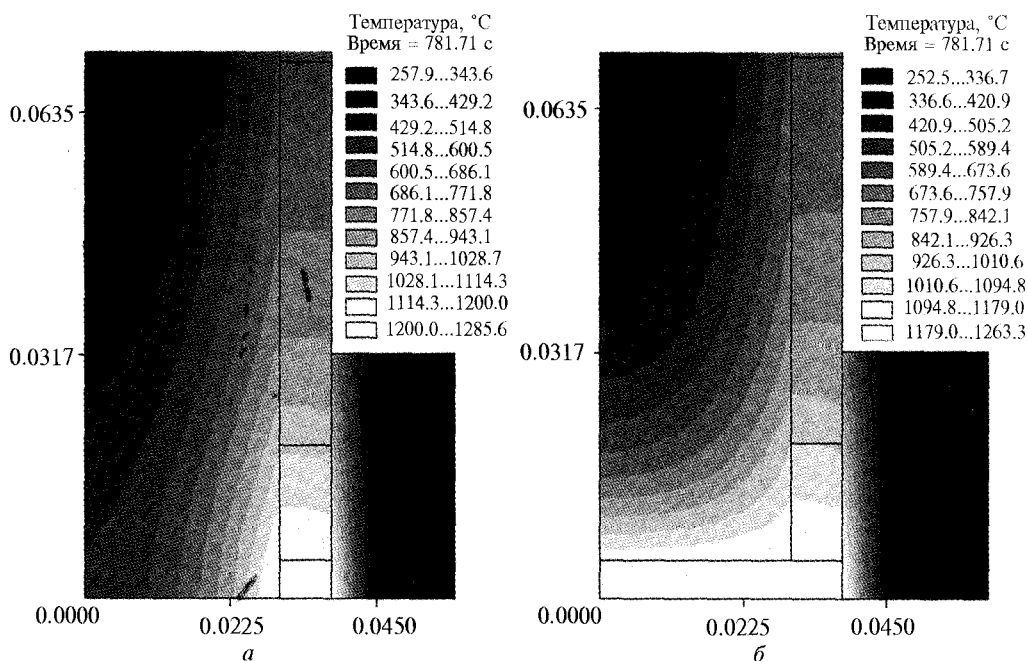


Рис. 9.32. Распределение температуры в технологическом узле (нагреватель — графит СГ-г,  $I = 4500$  А) при использовании: *a* — схемы на рис. 9.27, *a*; *б* — схемы на рис. 9.27, *б*

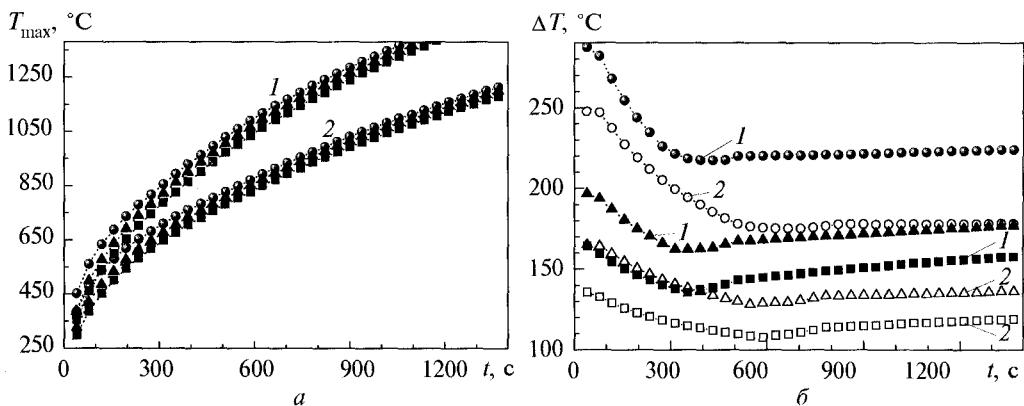


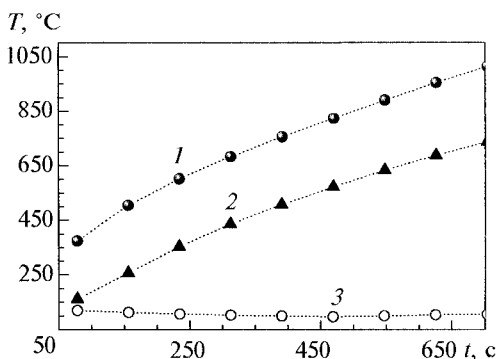
Рис. 9.33. Изменение во времени уровня (*a*) и перепада (*б*) температуры в рабочем слое в процессе спекания при использовании схемы *б* (кружки), схемы *в* (треугольники) и схемы *г* (квадраты) с нагревателем из графита СГ-г при действующей силе тока: 1 —  $I = 4500$  А, 2 — 4000 А

практически одинаковой скорости его нагрева в процессе спекания целесообразно использование схемы *г* (см. рис. 9.27), в которой обеспечивается тепловой контакт нагревателя как по боковой поверхности рабочего слоя, так и по боковой поверхности корпуса коронки.

Как следует из анализа графиков, приведенных на рис. 9.33, разница между показателями уровня температуры в рабочем слое при переходе от схемы *б* к схеме *в* приблизительно такая же, как при переходе от схемы *в* к схеме *г*. Однако



**Рис. 9.34.** Уровень температуры в рабочем слое (1), пуансоне (2) и перепад температуры в рабочем слое (3) в процессе спекания при использовании схемы *г* (см. рис. 9.27) с нагревателем из графита МГ-1 с увеличенной толщиной (12,5 мм) под рабочим слоем ( $I = 5000$  А)



при этом разница между показателями для температурного перепада существенно неодинаковая и уменьшается приблизительно вдвое. Из результатов проведенного анализа вытекает, что показатели уровня и перепада

температуры в рабочем слое попарно для схем *а* и *б* и схем *в* и *г* (см. рис. 9.27) более близки между собой, чем для любых других пар из указанных схем.

Как показывают результаты вычислений, при переходе от схем *а* и *б* к схемам *в* и *г* (см. рис. 9.27) изменяется характер распределения температуры в рабочем слое буровой коронки: зона максимальных температур смещается в сторону внешней боковой поверхности рабочего слоя, а на его внутренней боковой поверхности температурное поле становится более однородным. Из результатов расчетов следует, что при использовании схемы *г* (см. рис. 9.27) с нагревателем из графита СГ-г для нагревания рабочего слоя на протяжении времени от 10 до 16 мин до температуры его напекания на корпус коронки пуансон нагревается лишь до 600...700 °С. При такой температуре жаростойкие стали (например, 40Х10С2М, 12Х13) при давлении 200 МПа практически не деформируются. Таким образом, при выборе схемы *г* (см. рис. 9.27) с указанным графитовым нагревателем следует использовать пуансоны из жаростойких сталей.

При применении нагревателя с меньшим удельным электросопротивлением (например, графита МГ-1 по сравнению с графитом СГ-г) скорость нагрева можно увеличить за счет увеличения той части объема нагревателя, в которой действуют мощные источники тепла и которая непосредственно контактирует с рабочим слоем. Например, если увеличить для схемы нагрева *г* (см. рис. 9.27) толщину той части нагревателя, которая находится в технологическом узле непосредственно под рабочим слоем, от 5 до 12,5 мм, то нагрев последнего до температуры спекания можно осуществить током с действующей силой тока 5000 А за 10 мин, при этом максимальная температура пуансона не будет превышать 700 °С. Из рис. 9.34 видно, что в данном случае между уровнями температуры в рабочем слое и пуансоне в пределах рассмотренного промежутка времени существует почти прямо пропорциональная зависимость. Нагрев рабочего слоя до температуры 900...1000 °С происходит почти вдвое быстрее, а перепад температуры в рабочем слое (рис. 9.34, кривая 3) изменяется в процессе спекания намного меньше, чем для такого же режима нагрева при использовании схемы *а* (см. рис. 9.27) с толщиной нагревателя 5 мм в отличие от рабочего слоя (рис. 9.33, б, кривая 2) и лежит в пределах 100...120 °С.

Таким образом, даже при использовании нагревателя с меньшим удельным электросопротивлением можно с помощью подбора соответствующей

конструкции нагревателя существенно повысить скорость нагрева рабочего слоя, предотвратив при этом деформирование пуансонов.

Все приведенные результаты получены для режимов нагрева с постоянной на протяжении всего процесса спекания действующей силой электрического тока. Для таких режимов характерно увеличение во времени с определенной скоростью уровня температуры как в рабочем слое, так и в элементах технологического узла, в частности, в пуансонах (рис. 9.34, кривые 1 и 2). Кроме того, перепад температуры в рабочем слое в процессе спекания после достижения в нем температуры спекания не уменьшается (см. рис. 9.33, б). Поэтому для получения необходимого уровня температуры в рабочем слое и в элементах технологического узла, а также снижения перепада температуры в рабочем слое в процессе спекания целесообразно осуществлять нагрев с изменяющейся во времени действующей силой электрического тока. Один из подобных режимов можно выбрать, руководствуясь следующим алгоритмом:

1) при постоянной действующей силе тока  $I$  за относительно короткий промежуток времени осуществляется быстрый нагрев рабочего слоя до температуры спекания;

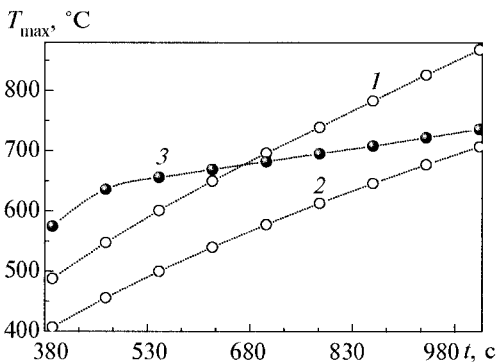
2) дальше сила тока  $I$  уменьшается приблизительно настолько, чтобы можно было на протяжении определенного времени поддерживать практически неизменной температуру рабочего слоя на уровне температуры спекания (стадия выдержки).

Для такого режима при вычислениях сила тока  $I = I(t)$  была выбрана в соответствии с выражением

$$I = \begin{cases} 5000 \text{ А, } t \leq 450 \text{ с,} \\ 4250 \text{ А, } 450 \text{ с} < t \leq 500 \text{ с,} \\ 3500 \text{ А, } t > 500 \text{ с.} \end{cases} \quad (9.22)$$

Результаты расчетов уровня температуры в пуансоне при  $I = I(t)$  приведены на рис. 9.35 (кривая 3), уровня и перепада температуры в рабочем слое — на рис. 9.36 (кривые 1). Из рис. 9.35 (кривая 3) и рис. 9.36 (кривые 1) видно, что режим нагрева очень чувствителен к тепловому состоянию рабочего слоя коронки: при быстром изменении силы тока нагрева довольно быстро изменяются уровень и перепад температуры в рабочем слое. Причем после момента снижения максимальной температуры в рабочем слое до 900...1000 °С и при

дальнейшей выдержке этого диапазона уровень температурного перепада в рабочем слое существенно падает — почти вдвое — и далее остается практически неизменным.



**Рис. 9.35.** Уровень температуры в пуансоне в процессе спекания при использовании схемы 2 (см. рис. 9.27) с нагревателем из графита СГ-г при режимах нагрева: 1, 2 — соответственно нагрев при постоянно действующей силе тока 4500 и 4000 А; 3 — нагрев при изменяющейся во времени действующей силе тока  $I(t)$

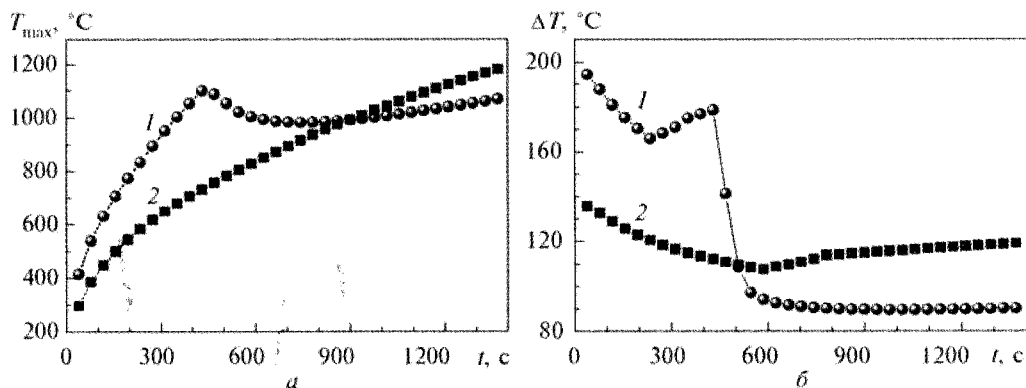


Рис. 9.36. Изменение во времени уровня (а) и перепада (б) температуры в рабочем слое в процессе спекания при использовании схемы  $\varepsilon$  (см. рис. 9.27) с нагревателем из графита СГ-г при следующих режимах нагрева: 1 — нагрев при изменяющейся во времени действующей силе тока  $I(t)$ ; 2 — нагрев при постоянной действующей силе тока  $I = 4000$  А

Температурный перепад при нагреве с изменяющейся во времени силе тока на стадии выдержки значительно меньше — на 25 %, чем при режиме нагрева с  $I = 4000$  А. Как видно из рис. 9.35 (кривая 3), при  $I = I(t)$  вследствие быстрого нагрева до момента снижения действующей силы тока  $I$ , а затем при ее дальнейшем уменьшении уровень температуры в пуансонах практически не превышает 700 °С, когда возможно значительное деформирование пуансонов.

В результате анализа вариантов использования материалов нагревателя и схем спекания разработана реальная конструкция компоновки технологического узла для ИЭСД опытной алмазной буровой коронки диаметром 76 мм.

### 9.3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ СПЕКАНИЯ ОПЫТНЫХ АЛМАЗНЫХ БУРОВЫХ КОРОНОК МЕТОДОМ ИЭСД

Процесс спекания буровой коронки диаметром 76 мм проводился в технологическом узле, схема которого приведена в параграфе 9.2. Поскольку спекание рабочего слоя осуществлялось при его напекании на корпус коронки, необходимо было предварительно выполнить брикетирование заготовки на корпус. Отметим, что брикетирование заготовок из алмазосодержащего слоя на корпус коронки вследствие конструктивных особенностей данного инстру-

Таблица 9.1. Материалы и навески для брикетирования рабочего слоя

Напекаемый материал	Алмазный слой		Прослойка	Приварочный слой
	АС160Т 355/300 100 %	Связка		
1	1,2 карат	Ti — 0,95 г	Ti — 0,40 г	Ti — 30,00 г
2	1,2 карат	M6-14 + 5 % Cr — 1,70 г	M6-14 + 5 % Cr — 0,70 г	M6-14 + 5 % Cr — 53,00 г



Преобразуем выражение (9.23) и определим долговечность инструмента, оснащенного отдельными элементами:

$$T_g = \int_0^H \frac{dH}{\sum_{i=1}^m \frac{dH}{dW_i} \frac{dW_i}{dT}}, \quad (9.24)$$

где  $T_g$  — время работы породоразрушающего инструмента до достижения максимальной проходки при ее ограничении максимально допустимым износом отдельных породоразрушающих элементов по высоте.

В результате интегрирования выражения (9.24) можно определить характер влияния отдельных факторов на долговечность инструмента. Производные  $\frac{dW_i}{dT}$  представляют собой мгновенную скорость изнашивания элементов, за-

висящую от их прочности и износостойкости. Частные производные  $\frac{dH}{dW_i}$

могут быть получены из анализа функций  $H = f(W)$ , выявленных экспериментально. В большинстве случаев они связаны с геометрическими параметрами породоразрушающих вставок и инструмента в целом. Поэтому можно управлять процессом изменения их работоспособности за счет различных вариаций конструктивных параметров.

Из спеченных КАМ на основе изученных матричных материалов были изготовлены трубчатые сверла диаметром от 6 до 12 мм на связках из Ti и Ti-Cu, а также правящие карандаши на связках Ti-Cu и BK60M-(Cu-Cr) (рис. 9.38).

Продолжительность спекания с одновременным напеканием алмазного слоя на корпус сверла не превышает 15 с. Вследствие сохранения исходных свойств алмазов сверла имеют более высокую производительность (в 1,5 раза выше) по сравнению со сверлами, изготовляемыми по технологиям вакуумного спекания и пропитки. Например, ресурс работы сверла диаметром 10 мм составил 200 отверстий глубиной 6 мм (при сверлении керамических теплоизоляционных облицовочных плит для утепления зданий).

Также работоспособность разработанных алмазосодержащих материалов определяли в соответствии с «Техническими условиями. ТУ 88 Украины ИСМ 583-84» [62] при правке абразивного круга ПП600 × 63 × 305 14A40 ПСМ26 К7. Испытания проводили на круглошлифовальном станке модели ЗБ151 при следующих режимах правки:

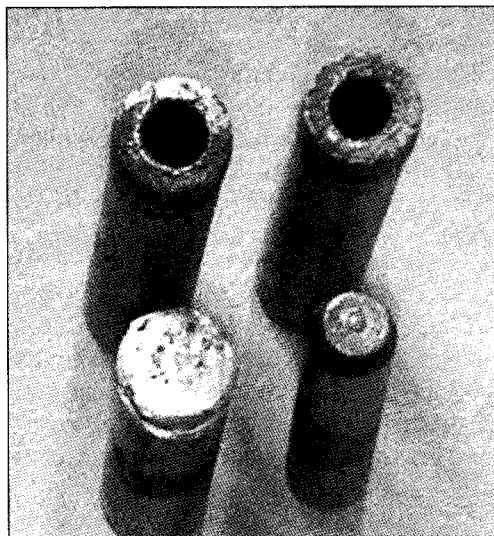


Рис. 9.38. Трубчатые алмазные сверла и правящие карандаши

продольная подача 0,8 м/мин, поперечная подача 0,02 мм/ход, скорость вращения круга 35 м/с, время одного опыта 15 мин. Состав СОЖ — 3%-ный содовый раствор, расход СОЖ не менее 20 л/мин. Износ образца инструмента определяли весовым методом на аналитических весах с погрешностью  $\pm 0,0005$  г, износ абразивного круга — линейным методом по показаниям глупиномера, установленного на станке, с погрешностью измерения 0,1 мм.

Износ абразивного круга рассчитывали по формуле

$$m = (\pi h \gamma / 4) (D_1^2 - D_2^2), \quad (9.25)$$

где  $m$  — масса изношенной части абразивного круга, г;  $h$  — высота круга, см;  $\gamma$  — плотность абразивного материала, равная 2,5 г/см<sup>3</sup>;  $D_1$  — диаметр круга до испытаний, см;  $D_2$  — диаметр круга после испытаний, см.

Относительный расход образца  $q$  определяли по формуле  $q = M/m$ , мг/кг, а относительный расход алмаза  $q_a$  в образце — по формуле  $q_a = 0,81 M/m$ , мг/кг, где  $M$  — масса изношенной части образца, мг;  $m$  — масса изношенной части абразивного круга, кг; 0,81 — коэффициент, учитывающий плотность связки и относительную концентрацию алмазов в материале образца. Результаты исследования на износостойкость разработанных алмазосодержащих материалов (концентрация 100 % условно) приведены в табл. 9.2.

Таблица 9.2. Износостойкость спеченных ИЭСД алмазных правящих карандашей и сверл

Материал рабочего слоя, % (мас. доля)	Износостойкость инструментов, мг/кг
Напайка на державку	
50 ВК6 + (50Cu-50Cr) + АС160Т 355/300	21,6... 25,1
65 ВК6 + (Cu-Cr) 35 + АС160Т 355/300	18,1...18,6
(80Cu- 20Ti) + АС160Т 355/300)	22,0...23,0
80 ВК6 + (80Cu-20Ti) + АС160Т 355/300)	12...19
Сверла	
Связка (М6-14 + Cr) + АС160Т 355/300, Св. 12/9-3а	4,8...17,8
Связка (М6-14 + Cr) + АС160Т 455/300, Св. 10/6-66	4,1...5,1
Твесал (горячее прессование)	
Связка ВК6 + АС50 400/315, 25 %	18...25 [63]

Анализ данных табл. 9.2 показывает, что износостойкость испытуемых материалов примерно соответствует износостойкости твесала. При этом наибольшую износостойкость имеет матричный материал на основе связки М6-14 с добавками хрома. Правящие карандаши на приведенных выше связках успешно работают при чистовой правке мелкозернистых абразивных кругов. При этом рельеф абразивных кругов имеет более развитую поверхность, а при шлифовании легированных сталей такими кругами менее вероятно возникновение прижогов.

## 9.5. ИСПЫТАНИЕ ОПЫТНЫХ ПОРОДОРАЗРУШАЮЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ

Проведены сравнительные лабораторные исследования износостойкости изготовленных методом электроспекания опытных буровых коронок  $\varnothing 76$  мм и серийных буровых коронок типа БС02  $\varnothing 76$  мм, оснащенных термостойкими монокристаллическими синтетическими алмазами АС160Т 355/300 мкм. Основная цель данных исследований — оценка работоспособности опытных коронок согласно приведенной далее методике. Экспериментальные исследования проводили на специальной установке, представляющей собой модернизированный радиально-сверлильный станок модели 2Н58. Гидравлическая система установки предназначена для плавного регулирования осевой нагрузки на коронку и состоит из пульта управления регулировки давления в гидросистеме, шлангов высокого давления и исполнительного гидроцилиндра, установленного на сверлильной головке станка.

Пульт управления, оснащенный одинарным лопастным насосом типа Г-12-21А и регулятором давления РД-4, обеспечивает плавную регулировку давления в системе. Изменяя давление в системе, можно регулировать осевую нагрузку на породоразрушающий инструмент в пределах 0...2500 даН.

Радиально-сверлильный станок 2Н-58 оснащен многоскоростным редуктором, с помощью которого можно ступенчато регулировать частоту вращения от 35 до 1250 мин<sup>-1</sup>. Кроме этого, станок оборудован редуктором, обеспечивающим принудительную механическую подачу шпинделя в диапазоне от 0,063 до 3,15 мм, вследствие чего можно проводить исследования работоспособности инструмента на постоянных механических скоростях бурения при разных сочетаниях частоты вращения и осевой подачи, обеспечивающих различную интенсивность разрушения горной породы (табл. 9.3).

Для измерения и регистрации параметров испытания установка оснащена измерительной и регистрирующей аппаратурой. Самопишущий ваттметр выполняет запись значений энергии, затрачиваемой коронкой при разрушении горных пород, на протяжении всего времени проведения эксперимента. Измерение осевой нагрузки и крутящего момента, передаваемых породоразрушающим инструментом на горную породу, при использовании фиксированной механической подачи инструмента на забой скважины проводится на двухкомпонентном динамометре. При небольших габаритах динамометр обладает достаточной устойчивостью к воздействиям внешних факторов и измерения крутящего момента и осевого усилия имеют погрешность не более 5 %.

Таблица 9.3. Механическая скорость бурения, достигаемая при различном сочетании частоты вращения инструмента и механической подачи шпинделя станка 2Н58

Углубление за оборот, мм	Частота вращения инструмента, мин <sup>-1</sup>							
	250	315	400	500	630	800	1000	1250
0,063	0,94	1,19	1,512	1,89	2,38	3,02	3,78	4,73
0,08	1,2	1,51	1,92	2,4	3,02	3,84	4,8	6,0
0,100	1,5	1,89	2,4	3,0	3,78	4,8	6,0	7,5
0,125	1,88	2,36	3,0	3,75	4,73	6,0	7,5	9,38
0,160	2,4	3,02	3,84	4,8	6,05	7,68	9,6	12

Для измерения износа породоразрушающего инструмента по высоте после проведения опытов используется специальное устройство — измерительная стойка с индикаторной головкой типа МИГ-1, с помощью которой проводят измерения с точностью до 1 мкм.

Для каждого опытного образца инструмента опыты выполняли 3 раза, что при суммарной проходке скважин длиной 2 м обеспечивает достоверные данные (с погрешностью до 5 %) измерения линейного износа породоразрушающих элементов в отдельности или матрицы коронки в целом.

Интенсивность изнашивания  $I$ , мкм/м, определяется как отношение линейного износа  $h_i$  к величине проходки на инструмент  $L$ :

$$I = \frac{h_i}{L}.$$

Скорость линейного износа, мкм/мин, вычисляется по формуле

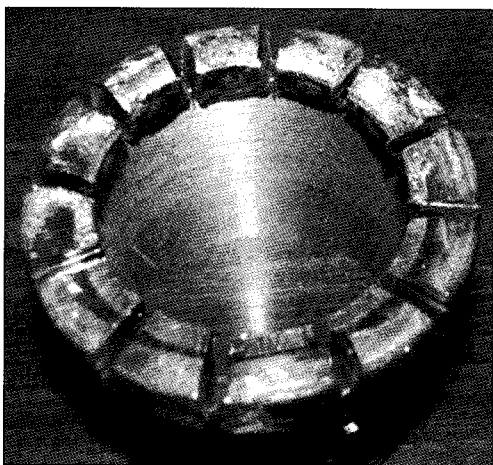
$$V_i = V_m \frac{I}{60},$$

где  $V_m$  — механическая скорость бурения, м/ч;  $I$  — интенсивность изнашивания, мкм/м.

Критерием работоспособности является достижение максимально возможной производительности (механической скорости бурения) на каждом сочетании параметров режима бурения при минимальных для этого сочетаниях интенсивности изнашивания инструмента и удельной объемной работы разрушения горной породы.

Опытные буровые коронки, спеченные методом ИЭСД, приведены на рис. 9.39 и 9.40.

Исследование износостойкости буровых коронок проводилось при бурении скважин в Торезском песчанике VIII...IX категории по буримости при следующих режимах бурения. Параметры режима бурения: частота вращения 500 мин<sup>-1</sup>, механическая подача 0,07 мм/об, постоянная механическая скорость бурения 2,1 м/ч, количество рейсов бурения — 3, длина рейса 15 см.



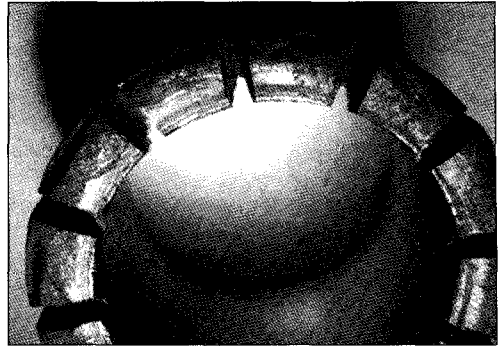
Проведенные лабораторные исследования показали, что опытный образец коронки при указанных режимах бурения способен разрушать горную породу средней твердости. Отрыв секторов алмазосодержащей матрицы от корпуса буровой коронки не наблюдали. Линейный износ алмазосодержащей матрицы коронки по высоте в контрольной точке после 0,45 м составил 2,1 мм, что больше показателей серийной буровой коронки типа БС02.

Рис. 9.39. Общий вид опытной коронки  $\varnothing 76$  мм



Рис. 9.40. Общий вид секторов опытной коронки до бурения

Визуальные исследования на оптическом микроскопе поверхности алмазосодержащей матрицы опытной коронки после бурения показали, что матрица изнашивалась неравномерно. Это обусловлено тем, что поверхностный слой рабочего торца алмазосодержащей матрицы имел несовершенную геометрическую форму. Нижележащие слои состояли из механической



смеси материала матрицы и графитового нагревателя, который разрушался в процессе спекания коронки (что устранимо при доработке технологии). На части секторов коронки были сколы и отслоения композиционного материала матрицы. Кроме того, на рабочей поверхности алмазосодержащей матрицы имелись следы прижога (налипания на ней фрагментов разрушаемой породы). Обычно такое явление наблюдается при экстремальных режимах бурения (осевое усилие — больше 3000 даН, частота вращения — больше 1800 мин<sup>-1</sup> и нарушение режима промывки). Учитывая, что режимы, при которых выполняли исследования, имели осевую нагрузку и частоту вращения значительно меньше экстремальных, данное явление не должно было проявляться.

Методом интенсивного электроспекания при повышенном давлении получены опытные образцы буровых коронок электронапеканием рабочего слоя коронок на их металлический корпус. Опытные образцы имели не вполне удовлетворительную геометрическую форму. С помощью анализа процесса спекания и компонентов примененной оснастки можно внести коррективы в технологический процесс, усовершенствовать конструкцию нагревателей оснастки технологического узла и тем самым реализовать более качественный процесс напекания слоя на корпус коронки. Описанная технология может быть использована как способ изготовления коронок, альтернативный существующей технологии пропитки жидкой фазой меди в среде водорода.

Перспективно также спекание алмазосодержащего слоя в виде кольца с подрезными вставками размером по высоте не более 20 мм с последующим привариванием его к корпусу коронки (по примеру технологии изготовления коронок типа ССК).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Бюттнер А.* Создание инструментов для обработки камня // Тр. Междунар. симп. по обработке каменных пород (8—9 июня 1976). — К.: ИСМ АН УССР, 1976. — 15 с.
2. *Разработка* и исследование твердосплавного и алмазного инструмента для обработки железобетонных изделий // Отчет научно-исслед. темы № 24, арх. № 145. — К.: ИСМ АН УССР, 1962. — 189 с.
3. *Потребление алмазов и бриллиантов.* — [http://www.treeland.ru/article/pomo/gems/Consumption\\_of\\_diamonds](http://www.treeland.ru/article/pomo/gems/Consumption_of_diamonds).
4. *А. с. № 356910.* Способ изготовления изделий / В.Н. Бакуль, И.И. Билык, Д.Х. Бронштейн, И.Ф. Вовчановский, Н.В. Цыпин. Заяв. № 1500621 от 23.02.1968 г.
5. *А. с. № 514482* (Пат. США № 4164527) на изобретение Госплана УССР. Способ получения изделий на твердосплавной основе / В.Н. Бакуль, И.И. Билык, Д.Х. Бронштейн, И.Ф. Вовчановский, Н.В. Цыпин. Заяв. № 1500393 от 29.11.1968 г. Зарегистр. в Гос. реестре изобретений СССР 22. 01 1976 г. Опубл. 25.02.79. Бюл. № 7.
6. *Александров В.А.* Обработка природного камня алмазным дисковым инструментом. — К.: Наук. думка, 1979. — 239 с.
7. *Вовчановский И.Ф.* Породоразрушающий инструмент на основе «Славутича» для бурения глубоких скважин. — К.: Наук. думка, 1979. — 205 с.
8. *Цыпин Н.В.* Износостойкость композиционных алмазосодержащих материалов для бурового инструмента. — К.: Наук. думка, 1993. — 191 с.
9. *Шило А.Е.* Композиты из сверхтвердых материалов для шлифовального инструмента: Сб. науч. тр. — К.: ИСМ НАНУ, 1991.
10. *Кизиков Э.Д., Коновалов В.А.* Металлообразные композиты. — В кн.: Синтетические сверхтвердые материалы. Т. 2. Композиционные инструментальные сверхтвердые материалы. — К.: Наук. думка, 1986. — С. 96—118.
11. *Чалый В.Т.* Смачивание и адгезия эпоксидных и фенольных полимеров к алмазу и кубическому нитриду бора // Алмазосодержащие материалы и инструмент. — К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля АН УССР, 1989. — С. 82—93.
12. *Бугаев А.А., Лившиц В.Н., Иванов В.В. и др.* Синтетические алмазы в геологоразведочном бурении. — К.: Наук. думка, 1978. — 232 с.
13. *Сверхтвердые материалы в геологоразведочном бурении* / П.В. Зыбинский, Р.К. Богданов, А.П. Закора, А.М. Исонкин. — Донецк: Норд-Пресс, 2007. — 244 с.
14. *Александров В.А., Мифлиг Д.М., Сердюк В.М.* Алмазная обработка строительных материалов. — В кн.: Синтетические сверхтвердые материалы. Т. 3. Применение синтетических сверхтвердых материалов. — К.: Наук. думка, 1986. — С. 190—232.
15. *А. с. 1568407 (СССР).* Способ изготовления алмазного инструмента на металлической связке / В.П. Чепелева, В.А. Александров, М.Д. Левин и др. // Приоритет от 1.02.90.
16. *ГОСТ 16115-88.* Круги алмазные отрезные сегментные форм 1A1RS/C1 и 1A1RSS/C2. — М.: Госком. СССР по стандартам, 1988.
17. *ГОСТ 10110-78.* Круги алмазные отрезные. — М.: Госком. СССР по стандартам, 1978.
18. *Майстренко А.Л.* Алмазные инструменты для обработки природного камня и строительных материалов // Инструменты из сверхтвердых материалов: Уч. пос. / Под ред. Н.В. Новикова. — К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2002. — С. 488—509.

19. *ТУ 88 УССР 90.1228-91*. Ролики фасонного профиля. — К.: ИСМ НАНУ, 1991. — 19 с.
20. *ТУ 88 УССР 90.544-74*. Пилы полосовые для распиливания природного камня. — К.: ИСМ УССР, 1974.
21. *ТУ 88 УССР 90.1206-89*. Сверла алмазные кольцевые для сверления железобетонных конструкций. — К.: ИСМ УССР, 1989. — 16 с.
22. *Канатная алмазная пила для резания гранитов и бетонов* / С.А. Иванов, А.Л. Ветров, В.М. Сердюк, А.Л. Майстренко // *Інструментальний світ*. — № 6. — 1999. — С. 16.
23. *ТУ 88 УССР 90.1180-88*. Барабаны, оснащенные вставками сверхтвердого композиционного материала для обработки раструбной части железобетонных напорных труб. — К.: ИСМ УССР, 1989. — 9 с.
24. *ТУ 88 УССР 90.513-81*. Головки алмазные для шлифования камня и мозаичных плит. — К.: ИСМ НАНУ, 1981. — 40 с.
25. *Шлифовальные головки для грубого, получистового и чистового шлифования* / В.П. Переяслов, С.А. Иванов, А.Л. Майстренко // *Інструментальний світ*. — 1999. — № 6. — С. 31.
26. *ТУ 88 90 517-77*. Головки алмазные для полирования гранита. — К.: ИСМ НАНУ, 1977. — 20 с.
27. *Новиков Н.В., Майстренко А.Л., Кулаковский В.Н.* Сопротивление разрушению сверхтвердых композиционных материалов. — К.: Наук. думка, 1993. — 220 с.
28. *ТУ 88 УССР ИСМ 583-76*. Вставки из сверхтвердого композиционного материала для бурового инструмента. — К.: ИСМ АН УССР, 1976. — 31 с.
29. *Кизиков Э.Д., Коновалов В.А.* Металлообразные композиты. — В кн.: Синтетические сверхтвердые материалы. Т. 2. Композиционные инструментальные сверхтвердые материалы. — К.: Наук. думка, 1986. — С. 96—118.
30. *Бондарь И.В.* Закономерности формирования металлизированных покрытий на алмазных порошках при вакуумном напылении: Дис. канд. техн. наук. 05.02.01. — К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля АН Украины, 1991. — 203 с.
31. *Бондаренко Н.А., Жуковский А.Н., Мечник В.А.* Основы создания алмазосодержащих композиционных материалов для породоразрушающих инструментов. — К.: Ин-т математики НАН Украины, 2008. — 455 с.
32. *Александров В.А., Жуковский А.Н., Мечник В.А.* Температурное поле и износ неоднородного алмазного круга при конвективном теплообмене. Ч. 1. Трение и износ. — 1994. — Т. 15. — № 1. — С. 27—35.
33. *Степанов И.Г.* Разработка метода прогнозирования кинетики износа композиционных алмазосодержащих материалов, полученных методом пропитки: Дис. канд. техн. наук. 05.02.01. — К.: ИСМ НАНУ, 1994. — 139 с.
34. *Куц В.И., Шило А.Е., Чалый В.Т.* Влияние металло- и стеклопокрытий алмазных зерен на температуру рабочей поверхности шлифовального круга на полимерной связке // *Сверхтвердые материалы*. — 2003. — № 5. — С. 49—59.
35. *А. с. 894957 (СССР)*. Способ получения композиционных алмазосодержащих материалов / В.Д. Андреев, Ю.Л. Аносов, В.П. Переяслов, И.В. Манжелев, А.И. Сесиков, В.П. Коломиец. От 01.09.81.
36. *А. с. 1021081 (СССР)*. Способ получения алмазосодержащих изделий с тугоплавкой матрицей и устройство для его осуществления / В.П. Переяслов. От 01.02.83.
37. *Райченко А.И.* Основы процесса спекания порошков пропусканием электрического тока. — М.: Металлургия, 1987. — 128 с.
38. *Пат. 20674 А (Україна)*. МПК В22F 3/14. Технологічний вузол для електроспінання алмазовмістких виробів / В.П. Переяслов, А.Л. Майстренко, С.А. Іванов. Заявл. 14.03.97. Опубл. 15.10.01. Бюл. № 9.
39. *Groza J.* Field Activated Sintering // *ASM Handbook*. — 1998. — 7. — P. 583—589.
40. *Conrad H.* Thermally activated plastic flow of metals and ceramics with an electric field or current // *Mat. Sci. and Engin. A*. — 2002. — 322, N 1. — P. 100—107.
41. *Синтетические сверхтвердые материалы* // Композиционные инструментальные сверхтвердые материалы. Т. 1—3. — К.: Наук. думка, 1986.
42. *Надтверді матеріали. Одержання та застосування: В 6 т.* — К.: Інженерно-виробничий центр «АЛКОН» НАН України, 2003.

43. *Галицкий В.Н., Курицук А.В., Муровский В.А.* Алмазно-абразивный инструмент на металлических связках для обработки твердого сплава и стали. — К.: Наук. думка, 1986. — 144 с.
44. *Инструменты из сверхтвердых материалов* / Под ред. Н.В. Новикова. — М.: Машиностроение, 2005. — 554 с.
45. *Пат. 2176512 (Франция)*. МКИ В 24 D 3/14. Керамическая связка для режущих инструментов / Б.А. Брянцев, Н.В. Куценко, В.С. Миронюк. Оpubл. 7.12.1973.
46. *Бондарев Е.К., Рубан Ф.Г., Захаренко И.П. и др.* Исследование свойств керамической связки шлифовального инструмента из кубонита для обработки закаленных сталей без охлаждения // Абразивы. — 1979. — № 1. — С. 4—6.
47. *А.с. 1641599 (СССР)*. МКИ В 24 D 3/14. Стеклокерамическая связка абразивного инструмента / В.Л. Овчинников, Е.К. Бондарев, М.Ф. Форносов и др. Оpubл. 15.04.1991. Бюл. № 14.
48. *Бондарев И.А., Старовойтов Е.Н.* Определение концентрации алмазов в алмазосодержащем слое инструмента, изготовленного методом гальваностегии // Алмазы. — 1970. — № 6. — С. 12—14.
49. *Прудников Е.Л.* Инструмент с алмазно-гальваническим покрытием. — М.: Машиностроение, 1985. — 95 с.
50. *Прудников Е.Л., Дуда Т.М., Зарицкий А.С.* Абразивосодержащие электрохимические покрытия. — К.: Наук. думка, 1985. — 216 с.
51. *СТП 90.502.-85.* Связки металлические марок М6-14(МЖ), М6-15(МЗ), М6-14(МОЗ). — К.: ИСМ НАН Украины, 1985.
52. *Novikov M.V., Maystrenko A.L., Kushch V.I.* Effect of metal catalyst thermal expansion on thermal stability of synthetic diamonds // *Comp. Mat. Sci.* — 2012. — **53**. — P. 409—415.
53. *Якимов А.В., Слободяник П.Т., Усов А.В.* Теплофизика механической обработки. — К.—Одесса: Лыбидь, 1991. — 239 с.
54. *Сипайлов В.А.* Тепловые процессы при шлифовании и управление качеством поверхности. — М.: Машиностроение, 1978. — 167 с.
55. *Физические свойства алмаза: Справочник* / Под ред. Н.В. Новикова. — К.: Наук. думка, 1987. — 188 с.
56. *Davis P.R., Fish M.L., Peacock Dr.S., Wright D.N.* An indicator system for saw grit // *IDR*. — 1996. — N 3. — P. 78—87.
57. *Shulshenko A., Varga L., Hidasi B.* Strength and Thermal Resistance of Synthetic Diamonds // *Int. J. of Refractory Metals & Hard Materials*. — 1992. — **11**. — P. 285—294.
58. *Гаргин В.Г.* Влияние условий нагрева на прочность синтетических алмазов // Сверхтвердые материалы. — 1981. — № 4. — С. 9—11.
59. *Гаргин В.Г.* Влияние включений в алмазах на их прочность // Там же. — 1983. — № 4. — С. 27—30.
60. *Коновалов В.А.* Исследование влияния прочности алмазоудержания и износостойкости металлических связок на работоспособность алмазно-абразивного инструмента: Авторефер. дис. ... канд. техн. наук. — Харьков, 1974. — 27 с.
61. *Коновалов В.А., Александров В.А., Левин М.Д.* Влияние прочности алмазоудержания и скорости абразивного износа связки на работоспособность алмазно-абразивного камнерезного инструмента // Синтетические алмазы. — 1975. — Вып. 2. — С. 26—28.
62. *Федорченко И.М., Андриевский Р.А.* Основы порошковой металлургии. — К.: Изд-во АН УССР, 1963. — 420 с.
63. *Novikov N., Trefilov V., Maystrenko A., Kovtun V.* Structure & Properties of Shock-Wave Sintered Diamond Composites // *Industriel Diamond Review*. — 1993. — **53**, N 5. — P. 278—281.
64. *А.с. 1831845 (СССР)*. Способ получения композиционных алмазосодержащих материалов / Н.В. Новиков, В.И. Трефилов, В.И. Ковтун, А.Л. Майстренко. Оpubл. 11.06.90.
65. *Вакуумная металлургия* / Под ред. А.М. Самарина. — М.: Металлургиздат, 1962.
66. *Прудников Е.Л., Гонтарь А.Г., Беляева Т.Н.* Особенности осаждения металла на кристаллах синтетических алмазов // Сверхтвердые материалы. — 1994. — № 3. — С. 24—30.
67. *Чистяков Е.М., Шепелев А.А., Дуда Т.М., Черных В.П.* Инструмент из металлизированных сверхтвердых материалов. — К.: Наук. думка, 1982. — 204 с.
68. *Никитин Ю.И., Чистяков Е.М., Погорельный Б.В.* Новый способ металлизации алмаза и кубонита // Синтетические алмазы. — 1970. — Вып. 1. — С. 52—55.

69. Гегузин Я.Б. Физика спекания. — М.: Наука, 1967. — 360 с.
70. Федорченко И.М., Францевич И.Н., Радомысльский И.Д. Порошковая металлургия: Справочник. — К.: Наук. думка, 1985. — 624 с.
71. А. с. 1568407 (СССР). Способ изготовления алмазного инструмента на металлической связке / В.П. Чепелева, В.А. Александров, М.Д. Левин и др. // Приоритет от 1.02.90.
72. Андриевский Р.А. Свойства нанокристаллических тугоплавких соединений // Порошковая металлургия. — 1993. — № 4. — С. 4.
73. Харченко О.В., Прокопів Н.М., Сердюк Ю.Д. До питання структури твердих сплавів групи WC-Co після спікання у газовому середовищі // Сверхтвердые материалы. — 2010. — № 2. — С. 96—98.
74. Гнесин Г.Г. Карбидокремниевые материалы. — М.: Металлургия, 1977. — 215 с.
75. Гузман И.Я. Реакционное спекание и его использование в технологии керамики и огнеупоров. — М.: Изд-во РХТУ, 1996. — 55 с.
76. Добровольский А.Г. Шликерное литье. — М.: Металлургия, 1967. — 174 с.
77. Майстренко А.Л., Кулич В.Г., Ткач В.Н. Закономерности формирования высокоплотной структуры самосвязанного карбида кремния // Сверхтвердые материалы. — 2009. — № 1. — С. 18—35.
78. Фишмейстер Х. Горячее изостатическое прессование // Порошковая металлургия-77. — К.: Наук. думка, 1977. — 189 с.
79. Кислый П.С., Боднарук Н.И., Боровикова М.С. и др. Керметы. — К.: Наук. думка, 1985. — С. 272.
80. ТУ88 України ИСМ 660-78. Сверхтвердый композиционный материал «Славутич». — К.: ИСМ НАН Украины, 1978. — 14 с.
81. ТУ88 України ИСМ 667-78. Материал сверхтвердый композиционный алмазосо-державший «Твесал І». — К.: ИСМ НАН Украины, 1978. — 9 с.
82. Майстренко А.Л., Кулич Л.Г., Гаргин В.Г. Влияние условий получения композитов на свойства содержащихся в них алмазных зерен // Тез. тр. конф.: «Влияние высоких давлений на структуру и свойства сверхтвердых материалов». — К.: ИСМ НАНУ, 1985. — С. 37—42.
83. Dr. Fritsch. Материалы, станки и оборудование для алмазной технологии / Каталог продукции фирмы Д-р. Фрич. — М.: DÜCK GmbH, 1999.
84. Беженар М.П. Наукові основи спікання композитів кубічного нітриду бору при високому тиску: Автореф. докт. дис. 05.02.01. — К.: ІНМ НАН України, 2002. — 85 с.
85. Bobrovintchii G.S., Skury A.L.D., Osipov A.S., Tardim R.C. SiC Infiltrated Diamond Composites // Mat. Sci. Forum. — 2008. — 591—593. — P. 654—660.
86. Пат. 36041 (Україна). МПК (2009) с22с 26/00. Спосіб виготовлення виробів з композиційного матеріалу на основі алмазу / О.О. Шульженко, О.О. Розенберг, В.Г. Гаргін, Н.О. Русина. U2008 06406. Заяв. 14.05.08. Бюл. N 7.
87. Лукаш В.А., Марков А.И. Воздействие ударно-волновой обработки на свойства синтетических алмазов // Сверхтвердые материалы. — 1990. — № 5. — С. 22—27.
88. А. с. 894957 (СССР). Андреев В.Д., Аносов Ю.Л., Переяслов В.П., Манжелев И.В., Сесиков А.И., Коломиец В.П. Способ получения композиционных алмазосодержащих материалов. От 01.09.81.
89. А. с. 999358 (СССР). Переяслов В.П., Коломиец В.П., Манжелев И.В. Способ получения композиционных алмазосодержащих материалов. От 21.10.82.
90. А. с. 999359 (СССР). Переяслов В.П., Коломиец В.П., Манжелев И.В. Устройство для получения композиционных материалов. От 21.10.82.
91. А. с. 1021081 (СССР). Переяслов В.П. Способ получения алмазосодержащих изделий с тугоплавкой матрицей и устройство для его осуществления. От 01.02.83.
92. Андреев В.Д., Переяслов В.П., Волошин М.Н. Экспериментальное исследование ударного низкоскоростного сжатия конструкционных материалов, применяемых в технологическом узле установок электроимпульсного спекания // Проблемы прочности. — 1985. — № 2. — С. 33—36.
93. Andrushchik L.O. et al. Formation of interparticle contacts in electric resistance sintering of metallic powders // Metallofiz. — 1991. — 13, N 10. — P. 110—121.

94. *U.S. Pat. N 3250892*. Inoue K. Apparatus for electrically sintering discrete bodies (OCR) // Issue Date: May 10, 1966.
95. *Goetzel C., Groza J.* Infiltration // ASM Handbook. — 1998. — 7. — P. 541—564.
96. *Groza J., Zavaliangos A.* Sintering activation by external electrical field // Mat. Sci. and Engin. A. — 2000. — 287, N 2. — P. 171—177.
97. *Spark Plasma Sintering of Nanometer Sized ZrO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC0.5 / N0.5 Composites / K. Vanmeensel, S.Y. Kandukuri, J. Hennicke, G. Anne, D. Jiang, J. Vleugels, O. Van der Biest* // EMRS 2004, September 6—10, 2004, Poland. SUMITOMO REVIEW-Spark-Plasma-Sintering. pdf. [yimgxa.yimg.com/.../SUMITOMO%252BBREVIEW](http://yimgxa.yimg.com/.../SUMITOMO%252BBREVIEW).
98. *US 5084088 A*. Kenji Okazaki. High temperature alloys synthesis by electro-discharge compaction // Issue Date: 22 feb. 1988.
99. *Quinn T.F.I.* The Role of Oxidation in the Mild Wear of Steel Brittle // I. Appl. Phys. — 1962. — 13. — P. 33—37.
100. *Александров В.М., Галин Л.А., Пириев Н.П.* Плоская контактная задача при наличии износа для упругого слоя большой толщины // Изв. АН СССР. — 1978. — № 4. — С. 58—66.
101. *Аверьянова Г.А.* Опыт применения гальванических никелевых связей // Теория и практика алмазной обработки. — М.: НИИМАШ, 1969. — С. 46—50.
102. *Якубовский Е.С.* Об изготовлении алмазосодержащих шлифовальных лент электролитическим методом // Внедрение алмазов в промышленность. — М.: НИИМАШ, 1967. — С. 131—138.
103. *Сагарда А.А., Чеповецкий И.Х., Мишинаевский Л.Л.* Алмазно-абразивная обработка деталей машин. — К.: Техника, 1974. — 180 с.
104. *Байкалов А.К., Сукеник И.Л.* Алмазный правящий инструмент на гальванической связке. — К.: Наук. думка, 1976. — 203 с.
105. *Байкалов А.К., Сукеник И.Л., Прудников Е.Л., Ганелин Н.Б.* Исследование процесса изготовления и работоспособности алмазно-гальванических правящих роликов // Синтетические сверхтвердые материалы и твердые сплавы. — К.: ИСМ АН УССР, 1973. — С. 127—134.
106. *Журавлев В.В., Израйлович М.Я., Ханов В.М.* Анализ формирования алмазных износостойких поверхностей // Направление совершенствования технологических возможностей алмазных инструментов и процессов обработки. — М.: ВНИИАлмаз, 1982. — С. 30—39.
107. *Бондарев И.А., Старовойтов Е.Н.* Определение концентрации алмазов в алмазосодержащем слое инструмента, изготовленного методом гальваностегии // Алмазы. — 1970. — № 6. — С. 12—14.
108. *Сайфуллин Р.С.* Композиционные покрытия и материалы. — М.: Химия, 1977. — 269 с.
109. *Новиков Н.В., Майстренко А.Л.* Композиционные алмазосодержащие материалы для камнеобработки // Матер. Междунар. науч.-тех. конф. «Сверхтвердые материалы на рубеже тысячелетий: получение, свойства, применение» (4—6 июля 2001 г., г. Киев). — К.: ИСМ НАН Украины, 2001. — С. 132—136.
110. *Fild J.E.* The Properties of Natural and Syntetic Diamond. — London, 1992.
111. *Никитин Ю.И., Куцовская А.М., Волошин М.Н., Рогозинская Л.В.* Термостойкость микропорошков из синтетических алмазов // Синтетические алмазы. — 1973. — Вып. 2. — С. 28—31.
112. *Безруков Г.Н., Пилюя Г.О., Санжарлинская Л.А.* Оценка термостойкости синтетических алмазов по термографическим данным // Там же. — 1976. — Вып. 6. — С. 7—11.
113. *Бугаков В.И., Ермолаев А.А., Лаптев А.И.* Методика определения термостойкости алмазных порошков под давлением // Материаловедение. — 2005. — № 9. — С. 12—15.
114. *Бугаков В.И.* Влияние нагрева под давлением на прочность алмазных порошков. — В сб.: Породоразрушающий инструмент из сверхтвердых материалов и технологии его применения. — К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля, ИПЦ, АЛКОН НАНУ, 2005. — № 8. — С. 145—148.
115. *Бугаков В.И.* Термостойкость алмазных материалов // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. — 2005. — № 5. — С. 55—59.
116. *Синтез алмазов / Н.В. Новиков, Д.Д. Федосеев, Ф.А. Шульженко и др. / Под ред. Н.В. Новикова.* — К.: Наук. думка, 1987. — 160 с.

117. Пат. № 14087 (Україна). Спосіб одержання композиційних матеріалів, що містять алмази / М.В. Новіков, О.І. Боримський, Е.С. Сімкін та ін. Опубл. 25.04.97. Бюл. № 2.
118. Исследование закономерностей горячего прессования в условиях повышенных давлений (5–30 кбар) высокоплотных износостойких алмазосодержащих композитов, используемых для бурения горных пород / Отчет по теме 2601, арх. 6759. — К.: ИСМ НАН Украины, 1995. — 246 с.
119. Лошак М.Г. Прочность и долговечность твердых сплавов. — К.: Наук. думка, 1984. — 328 с.
120. Гонсалес Р., Вудс Р., Эддингс С. Цифровая обработка изображений в среде MATLAB. — М.: Техносфера, 2006. — 621 с.
121. Ванин Г.А. Микромеханика композиционных материалов. — К.: Наук. думка, 1985. — 302 с.
122. Гузь А.Н. К теории композитных материалов с начальными напряжениями // Механика деформируемых тел и конструкций. — М.: Наука, 1975. — С. 140–148.
123. Композиционные материалы: В 8 т. / Под ред. Л. Браутмана, Р. Крока. — М.: Мир, 1978. — Т. 5. — 484 с.
124. Ломакин В.А. Теория упругости неоднородных тел. — М.: Изд-во МГУ, 1976. — 368 с.
125. Малмейстер А.К., Тамуж В.П., Тетерс Г.А. Сопrotивление жестких полимерных материалов. — Рига: Зинатне, 1980. — 571 с.
126. Механика композиционных материалов и элементов конструкций: В 3 т. Т. 1. Механика материалов / А.Н. Гузь, Л.П. Хорошун, Г.А. Ванин и др. — К.: Наук. думка, 1982. — 368 с.
127. Победря Б.Е. Механика композиционных материалов. — М.: Изд-во МГУ, 1984. — 336 с.
128. Разрушение неметаллов и композитных материалов / Разрушение: В 7 т. / Под ред. Г. Либовица. Пер. с англ. Ю.Н. Работнова. — М.: Мир, 1976. — Т. 7, ч. 1.
129. Современные композиционные материалы / Под ред. Р. Браутмана, Р. Крока. — М.: Мир, 1970. — 672 с.
130. Фудзии Т., Дзако М. Механика разрушения композиционных материалов / Пер. с япон. В.И. Бурлаева. — М.: Мир, 1982. — 232 с.
131. Claussen N., Ruhle M. Design of transformation-toughened ceramics // Adv. in Ceramics. — 1984. — 12. — P. 137–163.
132. Faber K.T., Evans A., Drory M.D. A statistical analysis of crack deflection as a toughening mechanism in ceramic materials // Fract. Mech. of Ceram. — 1983. — 6. — P. 77–91.
133. Reis A. Berechnung der Fliebgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingungen // Eng. Math. Mech. — 1929. — 9, N 1. — S. 49–58.
134. Новиков Н.В., Цыпин Н.В., Майстренко А.Л., Вовчановский И.Ф. Композиционные алмазосодержащие материалы на основе твердых сплавов // Сверхтвердые материалы. — 1983. — № 2. — С. 3–5.
135. Мухелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. — М.: Наука, 1966. — 708 с.
136. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. — М.: Металлургия, 1970. — 375 с.
137. Бакуль В.Н. Число зерен в одном карате — одна из важнейших характеристик алмазного порошка // Синтетические алмазы. — 1976. — № 4. — С. 22–27.
138. Саати Т. Целочисленные методы оптимизации и связанные с ними экстремальные проблемы. — М.: Мир, 1973. — 302 с.
139. Irwin G.R. Analysis of stresses and strains near the end of crack traversing a plate // J. Appl. Mech. — 1957. — 24, N 3. — P. 361–364.
140. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. — К.: Наук. думка, 1975. — 315 с.
141. Binns D.B. Some physical properties of twophase crystal glass solids // Academ. Press. — 1962. — 1. — P. 34–55.
142. Bock H., Hoffman H., Blumenauer H. Eigenspannungen in Werkstoffen mit heterogenem Gefugeausbau dargestellt am Beispiel der Wolfram-Kabalt- Legierungen // Wiss. Z. Tech. Hochul. — 1975. — 319, N 4. — S. 289.

143. *Brooksbank D., Andrews K.W.* Stress fields around inclusions and their relation to mechanical properties // *J. Iron. and Steel. Inst.* — 1972. — **210**. — P. 247.
144. *Hoffman H., Blumenaver H.* Nerforungsverhalten von Werkstoffen mit heterogenem Gefügeaufbau // *Wiss. Z. Techn. Hochul.* — 1980. — **В 24**. — S. 119.
145. *Алмаз: Справочник* / Д.В. Федосеев, Н.В. Новиков, А.С. Вишневецкий и др. — К.: Наук. думка, 1981. — 76 с.
146. *Дуб С.Н., Майстренко А.Л., Мальнев В.И.* Определение сопротивления разрушению сверхтвердых материалов при индентировании // *Проблемы разрушения металлов.* — 1980. — С. 83—89.
147. *Коноваленко Н.К., Майстренко А.Л., Митликин М.Д.* Методика определения трещиностойкости сверхтвердых материалов при высоких температурах // *Сверхтвердые материалы.* — 1980. — № 5. — С. 29—34.
148. *Креймер Г.С.* Прочность твердых сплавов. — М.: Металлургия, 1971. — 247 с.
149. *Voigt W.* Lehrbuch der Fließgrenze kristallphysik. — Berlin: Teubner, 1928. — S. 962.
150. *Riley V.R.* Fibre / Fibre Interaction // *J. Compos. Mater.* — 1968. — **2**, N 4. — P. 436—446.
151. *Hashin Z., Shtrikman S.* A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials // *J. Mech. Phys. Solids.* — 1963. — **11**, N 2—3. — P. 127—136.
152. *Phan-Thien N., Milton G.W.* New Third-order Bounds on the Effective moduli of N-phase Composites // *Quart. Appl. Math.* — 1983. — **41**, N 1. — P. 59—74.
153. *Kantor Y., Bergman D.J.* Improved rigorous bounds on the effective elastic moduli of a composite material // *J. Mech. Phys. Solids.* — 1984. — **32**, N 1. — P. 41—62.
154. *Budinsky B., O'Connell R.* Elastic moduli of a cracked solid // *Int. J. Solids Struct.* — 1976. — **12**, N 2. — P. 81—158.
155. *Hill R.A.* A self-consistent mechanics of composite materials // *Ibid.* — 1965. — **13**, N 5. — P. 313—322.
156. *Milton G.W.* Boundson the elastic and transport properties of two com ponent composites // *J. Mech. Phys. Solids.* — 1982. — **30**, N 3. — P. 177—192.
157. *Эшелби Дж.* Континуальная теория дислокаций. — М.: Изд-во иностр. лит., 1963. — 249 с.
158. *Канаун С.К.* Метод эффективного поля в линейных задачах статики композиционной среды // *Прикладная механика и математика.* — 1982. — **46**, вып. 4. — С. 655—665.
159. *Ванин Г.А.* Новый метод учета взаимодействия в теории композиционных систем // *Докл. АН УССР. Сер. 4.* — С. 321—324.
160. *Ванин Г.А.* Локальные разрушения в волокнистых средах // *Механика композит. материалов.* — 1982. — № 4. — С. 618—625.
161. *Головчан В.Т.* Анизотропия физико-механических свойств композиционных материалов. — К.: Наук. думка, 1987. — 303 с.
162. *Космодамианский А.С.* Распределение напряжений в многосвязных изотропных средах. — Донецк: Изд-во ДонГУ, 1972. — 266 с.
163. *Куц В.И.* Упругое равновесие среды, содержащей периодически расположенные сферические включения // *Прикладная механика.* — 1985. — **21**, № 5. — С. 18—27.
164. *Kushch V.I.* Computation of the effective elastic moduli of a granular composite material of regular structure // *Soviet Appl. Mech.* — 1987. — **23**. — P. 362—365.
165. *Kushch V.I.* Conductivity of a periodic particle composite with transversely isotropic phases // *Proc. R. Soc. Lond.* — 1997. — **A 453**. — P. 65—76.
166. *Kushch V.* Multipole expansion method in micromechanics of composites. — In: *Effective Properties of Heterogeneous Materials. Series: Solid Mechanics and Its Applications, Vol. 193* / M. Kachanov and I. Sevostianov (Eds.). — Springer, 2013.
167. *Kushch V.I.* Elastic equilibrium of a solid containing a finite number of arbitrary oriented spheroidal inclusions // *Int. J. Solids. Struct.* — 1998. — **35**. — P. 1187—1198.
168. *Kushch V.I., Sevostianov I.* Effective elastic properties of the particulate composite with transversely isotropic phases // *Int. J. Solids. Struct.* — 2004. — **41**. — P. 885—906.
169. *Гузь А.Н.* К теории композитных материалов с начальными напряжениями // *Механика деформируемых тел и конструкций.* — М.: Наука, 1975. — С. 140—148.



170. Гузь А.Л. О линеаризированной теории распространения упругих волн в телах с начальными напряжениями // Прикладная механика. — 1978. — **14**, № 4. — С. 3—32.
171. Работнов Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела. — М.: Наука, 1979. — 744 с.
172. Mileiko S.T. The tensile strength and ductility continuous fibre composites // J. Mat. Sci. — 1969. — **4**, N 11. — P. 974—977.
173. Крегерс А.Ф., Мелбардис Ю.Г. Расчет деформируемости пространственно армированного композита с упругопластической матрицей // Механика композит. материалов. — 1982. — № 4. — С. 601—607.
174. Мелбардис Ю.Г., Крегерс А.Ф. Деформируемость однонаправленного композита с упругопластической матрицей // Механика композит. материалов. — 1982. — № 2. — С. 217—224.
175. Милейко С.Т., Сорокин Н.М., Голофаст Е.Г. Упругопластическое поведение композита с металлической матрицей при одноосном нагружении // Проблемы прочности. — 1974. — № 11. — С. 45—48.
176. Малмейстер А.К., Тамуж В.П., Тетерс Г.А. Сопротивление жестких полимерных материалов. — Рига: Зинатне, 1980. — 571 с.
177. Скудра А.М., Булавс Ф.Я. Структурная теория армированных пластиков. — Рига: Зинатне, 1978. — 192 с.
178. Болотин В.В. Основные уравнения теории армированных сред // Механика полимеров. — 1965. — № 2. — С. 27—37.
179. Маслов Б.П. Нелинейные упругие свойства стохастически неоднородных сред // Прикладная механика. — 1973. — **9**, № 8. — С. 91—95.
180. Маслов Б.П. Упругие свойства материалов, армированных однонаправленными короткими волокнами // Прикладная механика. — 1976. — **12**, № 10. — С. 54—59.
181. Маслов Б.П., Хорошун Л.П. Эффективные характеристики упругих физически нелинейных неоднородных сред // Изв. АН СССР. Сер. Механика тв. тела. — 1977. — № 2. — С. 149—154.
182. Фокин А.Г., Шермергор Т.Д. Вычисление эффективных упругих модулей композиционных материалов с учетом многочисленных взаимодействий // Прикладная механика и техн. физика. — 1969. — № 1. — С. 51—57.
183. Шермергор Т.Д. Теория упругости микронеоднородных сред. — М.: Наука, 1977. — 400 с.
184. Potpe W., Kreher W. Informations theorie des mechanischen Verhaltens Heterogener Festkorper // Z. Angew. Math. Mech. — 1984. — **64**, N 10. — S. 487—489.
185. Волков С.Д. Статистическая теория прочности. — М.—Свердловск: Машгиз, 1960. — 176 с.
186. Тамуж В.П., Тетерс Г.А. Проблемы механики композитных материалов // Механика композит. материалов. — 1979. — № 1. — С. 34—45.
187. Кристенсен Р. Введение в механику композитов. — М.: Мир, 1982. — 334 с.
188. Ishai O., Cohen L.J. Elastic properties of field and porous epoxy composites // Int. J. Mech. Sci. — 1967. — **9**, N 8. — P. 539—548.
189. Binns D.B. Science of Ceramics // Academ. Press. — 1962. — **1**. — P. 315—335.
190. Gross D. Spannungsintensitatsfaktoren von Ribsystemen // Ing. Arch. — 1982. — **51**. — P. 301—340.
191. Маслов Б.П., Майстренко А.Л., Дробязко В.В., Цыпин Н.В. К оценке прочности композиционных алмазосодержащих материалов // Сверхтвердые материалы. — 1982. — № 5. — С. 3—9.
192. Городыский Н.И., Симкин Э.С., Скляр С.И. и др. Расчетно-экспериментальный метод оценки дефектности твесалов // Там же. — 1983. — № 6. — С. 27—29.
193. Тамуж В.П., Куксенко В.С. Микромеханика разрушения полимерных материалов. — Рига: Зинатне, 1978. — 294 с.
194. Витвицкий П.М., Попина С.Ю. Прочность и критерии хрупкого разрушения стохастически дефектных тел. — К.: Наук. думка, 1980. — 183 с.
195. Баранов В.М. Акустические измерения в ядерной энергетике. — М.: Энергоатомиздат, 1990. — С. 319.
196. Хорошун Л.П., Маслов Б.П. Методы автоматизированного расчета физико-механических постоянных композиционных материалов. — К.: Наук. думка, 1980. — 156 с.

197. *Теплопроводность* твердых тел: Справочник / Под ред. А.С. Охотина. — М.: Энергоатомиздат, 1984. — 320 с.
198. *Нащокин В.В.* Техническая термодинамика и теплопередача. — М.: Высш. шк., 1980. — 756 с.
199. *Методика* и устройство для измерения теплопроводности композиционных алмазосодержащих материалов на металлической связке / С.А. Иванов, А.Л. Ветров, А.Л. Майстренко, В.И. Куш // *Сверхтвердые материалы*. — 2003. — № 3. — С. 44—49.
200. *Савин Г.Н.* Распределение напряжений около отверстий. — К.: Наук. думка, 1968. — 888 с.
201. *Takeyama H.* Brittle fracture of tool materials characterised by complex structure // *SIRP Ann.* — 1981, — **30**, N 1. — P. 59—62.
202. *Pellerin F.* Validité d'une modelisation du beton par une inclusion unique insereе dans une matrice infinie // *Matер. et Constr.* — 1982. — **15**, N 86. — P. 115—121.
203. *Cox H.L.* The elasticity and strength of paper and other fibrous materials // *British J. Appl. Phys.* — 1952. — **3**. — P. 72.
204. *Kelly A., Davies G.* The principles of the fiber reinforcement of metals // *Metal. Rev.* — 1965. — **10**. — P. 37.
205. *Kelly A., Tyson W.R.* High Strength Materials. — John Wiley and Sons. — 1965. — P. 578.
206. *Philip J., Hess P., Feygelsont T. et al.* Elastic, mechanical and thermal properties of nanocrystalline diamond films // *J. Appl. Phys.* — 2003. — **93**, N 4. — P. 2172—2177.
207. *Rosen B.W.* Mechanics of Composite Strengthening. Fiber Composite Materials // *ASM*. — 1965. — **72**. — P. 75.
208. *Lawn B.R., Evans A.G., Marshall D.B.* Elastic/plastic indentation damage in ceramics: the median/radial crack system // *J. Amer. Ceram. Soc.* — 1980. — **63**, N 9—10. — P. 574—581.
209. *Nakamura M., Gurland J.* The fracture toughness of WC-Co two-phase alloys: A preliminary model // *Metal. Trans.* — 1980. — **11**. — P. 141—145.
210. *Окада К.* // Дзэйре. — 1973. — Т. 22. — С. 2; *Ватанабэ А., Такаяма С., Ямадзаки Т.* // Кокодай кэнкю хококу. — 1975. — Т. 30. — С. 7; *Фудзии Т., Мидзугава К., Маэгава Е.* // Препр. 24-го науч.-техн. заседания Японского об-ва по материалам, 1975 (на япон. яз.).
211. *Хорошун Л.П., Щербаков А.С.* Прочность и деформативность арболита. — К.: Наук. думка, 1979. — 191 с.
212. *Мелан Э., Паркус Г.* Термоупругие напряжения, вызываемые стационарными температурными полями. — М.: Физматгиз, 1958. — 200 с.
213. *Коваленко А.Д.* Введение в термоупругость. — К.: Наук. думка, 1965. — 204 с.
214. *Davidge R.W., Green T.J.* The Strenght of two-phase Ceramic: Glass Materials // *J. Mat. Sci.* — 1968. — **3**. — P. 629—634.
215. *Nason D.O.* Effect interfasial bonding on strength of a model. 208. MWO Phase System / Univ. of California, Lawrence Radiation Lab., Rep. N UCRL-11011, UC-25 // *Metals, ceramics and Materials*. — 1963. — **48**. — Sept.
216. *Александров А.П., Журков С.Я.* Явление хрупкого разрыва. — М.: Гостехиздат, 1933. — 52 с.
217. *Weibull W.A.* A statistical theory of the strength of materials // *Proc. Roy. Swed. Inst. Eng. Res.* — 1939. — N 151. — P. 5—45.
218. *Конторова Т.А., Френкель Я.Я.* Статическая теория хрупкой прочности реальных кристаллов // *Техника физики*. — 1941. — **11**, № 3. — С. 179—181.
219. *Афанасьев Я.Я.* Статистическая теория усталостной прочности металлов. — К.: Изд-во АН УССР, 1953. — 123 с.
220. *Болотин В.В.* Прогнозирование ресурса машин и конструкций. — М.: Машиностроение, 1984. — 312 с.
221. *Хорошун Л.П.* Методы теории случайных функций в задачах о микроскопических свойствах микронеоднородных сред // *Прикладная механика*. — 1978. — **14**, № 2. — С. 3—17.
222. *Писаренко Г.С., Лебедев А.А.* Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии. — К.: Наук. думка, 1976. — 416 с.
223. *Fisher J.C., Hollomon J.M.* A statistical theory of fracture // *Met. Technol.* — 1947. — **14**, N 5. — P. 1—16.

224. *Шереметьев М.П.* Влияние упругого кольца, впаянного в криволинейное отверстие на однородное напряженное плоское поле // Укр. матем. журн. — 1949. — № 3. — С. 68—70.
225. *Савин Г.Н.* Распределение напряжений около отверстий. — К.: Наук. думка, 1968. — 887 с.
226. *ДСТУ 3292-95.* Порошки алмазні синтетичні. Загальні технічні умови. Держстандарт України. — К., 1995.
227. *Anthony T.R.* Inclusions in diamonds with solubility changes and phase transformations // *Diamond and Related Materials*. — 1999. — 8. — P. 78—88.
228. *Gallagher J., Scanlon P., Nailer S.G.* Characterisation techniques for the study of high-strength, coarse diamond // *Industrial Diamond Division*. — 2006. — N 3. — P. 59—64.
229. Анализ оснащения долот ИСМ / А.М. Бочковский, И.Ф. Вовчановский, В.Я. Анисимов, Э.Д. Скляр // *Сверхтвердые материалы*. — 1981. — № 2. — С. 65—68.
230. *Семко М.Ф., Грабченко А.И., Узуян М.Д.* Влияние связки на работу алмазного круга // *Машиностроение*. — 1965. — № 5. — С. 3—8.
231. *Цыпин Н.В.* Исследование износостойкости материала матриц алмазных однослойных буровых коронок. — К.: ИСМ АН УССР, 1968. — 28 с.
232. *Chalkley J.R., Thomas D.M.* The tribological aspects of metal bonded diamond grinding wheels // *Powder Metallurgy*. — 1969. — 24, N 12. — P. 123—126.
233. *Лепетуха В.П.* Особенности износа хонинговальных брусков // *Синтетические алмазы*. — 1970. — Вып. 3. — С. 35—37.
234. *Кизиков Э.Д., Коновалов В.А.* Металлоабразивные композиты // *Синтетические сверхтвердые материалы: В 3 т. Композиционные инструментальные сверхтвердые материалы*. — К.: Наук. думка, 1986. — Т. 2. — С. 96—108.
235. *Коновалов В.А., Александров В.А.* Исследование износостойкости связок алмазного камнерезного инструмента // *Синтетические алмазы*. — 1974. — Вып. 5. — С. 27—29.
236. А. с. 766848 (СССР). МКИ В 24 D 17/00. Способ изготовления абразивного инструмента / Г.Ф. Голуб, Ф.М. Васерман. Опубл. 30.09.80. Бюл. № 36.
237. *Портной К.И., Салибеков Е.Е.* Структура и свойства композиционных материалов. — М.: Машиностроение, 1975. — 255 с.
238. *Верник Е.Б., Коновалов В.А., Куришук А.В. и др.* Спекание алмазосодержащих порошковых композиций под давлением // *Синтетические алмазы*. — 1969. — Вып. 6. — С. 33—34.
239. *Дорофеев Ю.Г.* Динамическое горячее прессование пористых заготовок. — М.: Металлургия, 1977. — 16 с.
240. *Верник Е.Б., Кизиков Э.Д.* Особенности изготовления крупногабаритного алмазного инструмента на металлической связке // *Синтетические алмазы*. — 1977. — Вып. 6. — С. 37—40.
241. *Кизиков Э.Д.* Изготовление алмазного инструмента с помощью вакуумного спекания // *Сверхтвердые материалы*. — 1985. — № 3. — С. 39—41.
242. *Райченко А.И., Заболотный Л.В., Рябинина О.Н., Пушкарев В.В.* Износостойкий материал на основе бронзы, изготовленный методом электроразрядного спекания // *Порошковая металлургия*. — 1980. — № 9. — С. 41—43.
243. *Кислый П.С., Коновалов В.А., Бурхан А.А. и др.* Управляемый термореактивный синтез алмазосодержащих композиционных материалов // *Сверхтвердые материалы*. — 1984. — № 5. — С. 3—6.
244. *Лапшин О.В., Овчаренко В.Е.* Влияние инертного наполнителя на условия воспламенения порошковой системы Ni—Al // *ФГВ*. — 1998. — 34, № 1. — С. 31—33.
245. *Юхвид В.И., Санин В.Д.* Влияние массовой силы на закономерности горения системы Ni—Al // Там же. — С. 34—38.
246. *Сердюк В.М., Коновалов В.А., Чалый В.Т.* Исследование прочности удержания алмазных зерен в органической связке // *Синтетические алмазы*. — 1971. — Вып. 4. — С. 33—35.
247. *Utsumi Kaznaki Shimada, Tokamizawa Hideo.* Monolithic multicomponent ceramic substrate // *Electron Packag. Mater. Sci 2: Symp., Palo Alto, Calif., Apr. 15—18.* — 1986. — P. 15—26.

248. А. с. 1046078 (СССР). МКИ В 24 D 3/14. Связка для изготовления абразивного инструмента / В.И. Шиповский, Ф.Г. Рубан, В.С. Андреевцев и др. Опубл. 22.01.1982.
249. Коновалов В.А. Исследование влияния прочности алмазоудержания и износостойкости металлических связок на работоспособность алмазно-абразивного инструмента: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — К., 1974. — 20 с.
250. Свиридов С.И., Исаков А.И. Кинетика взаимодействия в слое стеклообразного покрытия // Жаростойкие неорганические покрытия. Тр. 13 Всесоюз. совещ. по жаростойким покрытиям. — Л.: Наука, 1990. — С. 18—22.
251. Соцнцев С.С., Исаева Н.В., Надтока И.В. и др. Исследование характера разрушения и теплофизических свойств композиционных материалов на основе стекла // Тез. докл. Междунар. конф. по композициям. — М., 1990. — Ч. 1. — С. 159—160.
252. Лоладзе Г.Н., Бокучава Г.В. Износ алмазов и алмазных кругов. — М.: Машиностроение, 1967. — 113 с.
253. Skuse P.K. The performance and evaluation of resinoid bonded diamond wheels // Diamond Rev. — 1968. — 28. — N 334. — P. 394—400.
254. Автурина Э.А., Кержковская Е.М., Лельчук А.Л. Диспергируемость пигментов в полимерных материалах // Пластмассы. — 1975. — № 2. — С. 18—21.
255. Пат. 32367 (Україна). МПК G01N 33/40. Пристрій для вимірювання міцності утримання абразивних зерен у зв'язці абразивного інструменту / В.О. Коновалов, В.В. Шатохін, Є.Ф. Кузьменко, С.П. Старик. Заявл. 17.01.2008. Опубл. Опубл. 12.05.08. Бюл. № 9.
256. Пат. 32598 (Україна). МПК G01N 33/40. Спосіб визначення міцності утримання абразивних зерен у зв'язці абразивного інструменту / В.О. Коновалов, В.В. Шатохін. — Заявл. 25.12.2007. Опубл. 26.05.2008. — Бюл. № 10.
257. Чалый В.Т., Ефанова В.В., Гороховский Г.А. Повышение работоспособности алмазного инструмента при обработке титановых сплавов путем применения полимеркоррозионных композиций // Полимеры в технологических процессах обработки. — К.: Наук. думка, 1977. — С. 42—45.
258. Чалый В.Т., Кузьменко С.Н. Тепловой режим работы алмазных кругов на органической связке // Композиционные сверхтвердые материалы. — К.: ИСМ АН УССР, 1979. — С. 125—134.
259. Коновалов В.А., Шатохин В.В. Взаимосвязь прочности закрепления зерен в связке со стойкостью алмазно-абразивного инструмента // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент — техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. — К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля, НАН Украины, 2009. — Вып. 12. — С. 508—513.
260. Модель межфазного взаимодействия в композитах на основе полиметилметакрилата наполненного порошками аморфного диоксида кремния / Е.А. Пашенко, О.В. Лажевская, А.Н. Черненко и др. // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент — техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. — К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля, ИПЦ АЛКОН НАНУ. — 2011. — Вып. 14. — С. 554—559.
261. Чалый В.Т. Особенности отверждения фенольного связующего в присутствии алмаза // Композиты из сверхтвердых материалов для шлифовального инструмента. — К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 1991. — С. 40—49.
262. Алмаз Украины: Пятидесятилетие работы Ин-та сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля (1961—2011 гг.). — К.: Азимут-Украина, 2011. — 448 с.
263. До питання оцінки якості композиційних матеріалів за властивостями електро- і теплопровідності / М.В. Новіков, А.Л. Майстренко, В.І. Куц, С.А. Іванов // Фізико-хімічна механіка матеріалів. — 2006. — № 1. — С. 105—112.
264. Методика и устройство для измерения теплопроводности композиционных алмазо-содержащих материалов на металлической связке / С.А. Иванов, А.Л. Ветров, А.Л. Майстренко, В.И. Куц // Сверхтвердые материалы. — 2003. — № 3. — С. 44—49.
265. Математичне моделювання теплового стану елементів технологічного вузла в процесі швидкісного електроспінання алмазовмісних композитних матеріалів / А.Л. Майстренко, В.А. Дутка, В.П. Переяслов, С.А. Іванов // Там же. — 1999. — № 4. — С. 26—35.
266. Куц В.И., Иванов С.А., Майстренко А.Л. Проводимость композиционных алмазо-содержащих материалов с несовершенными границами раздела фаз // Матер. Междунар. науч.-

техн. конф. «Сверхтвердые материалы на рубеже тысячелетий: получение, свойства, применение» (4—6 июля 2001 г., г. Киев). — К.: ИСМ НАН Украины, 2001. — С. 79—80.

267. *Kushch V.I., Sangani A.S.* Conductivity of a composite containing uniformly oriented penny-shaped cracks or perfectly conducting discs // Proc. R. Soc. Lond. A. — 2000. — **456**. — P. 683—699.

268. *Звіт* про науково-дослідницьку тему 1.6.7.0950 «Розробка основ енергозберігаючого процесу інтенсивного спікання алмазно-твердосплавних композитів та побудова континуальної теорії їх термопружного деформування». — К.: ІНМ НАН України, 2001.

269. *Туманов В.И.* Свойства сплавов системи карбид вольфрама—кобальт: Справочник. — М.: Металлургия, 1971. — 95 с.

270. *Звіт* про науково-дослідну роботу 1.6.7.0963 «Розробка моделі термоміцності синтетичних алмазів». — К.: ІНМ НАН України, 2009.

271. *Ткач В.М.* Закономірності взаємозв'язку анізотропії та неоднорідностей реальної будови алмазів різного походження з тонкою структурою ліній кікучі і косселя: Автореф. дис. ... д.ф.-м.н. 01.04.07. — К.: КНУ ім. Т.Г. Шевченка, 2010. — 36 с.

272. *Креймер Г.С.* Прочность твердых сплавов. — М.: Металлургия, 1971. — 247 с.

273. *Эванс А., Хьюр А., Портер Д.* Трещиностойкость керамики // Механика разрушения. Разрушение материалов / Пер. с англ. Р.В. Гольдштейна. — М.: Мир, 1979. — 17 с.

274. *Савин Г.Н., Тульчий В.И.* Справочник по концентрации напряжений. — К.: Вища шк., 1976. — 410 с.

275. *Неразрушающий контроль металлов и изделий: Справочник* / Под ред. Г.С. Самойловича. — М.: Машиностроение, 1976. — 456 с.

276. *Куц В.І.* Напружений стан та макроскопічні термопружні властивості кусково-однорідних тіл зі сферодіальними поверхнями розділу: Автореф. дис. д.ф.-м.н. 01.02.04. — К.: Ін-т механіки НАН України, 1998.

277. *Benveniste Y.* Effective thermal conductivity of composites with a thermal contact resistance between the constituents: non-dilute case // J. Appl. Phys. — 1987. — **61**. — P. 2840—2843.

278. *Cheng H., Torquato S.* Effective conductivity of periodic arrays of spheres with interfacial resistance // Proc. R. Soc. Lond. A. — 1997. — **453**. — P. 145—161.

279. *Hasselman D.P.H., Johnson L.F.* Effective thermal conductivity of composites with interfacial thermal barrier resistance // J. Compos. Mater. — 1987. — **21**. — P. 508—515.

280. *Nan C.-W., Li X.-P., Birringer R.* Inverse problem for composites with imperfect interface: determination of interfacial thermal resistance, thermal conductivity of constituents and microstructural parameters // J. Amer. Ceram. Soc. — 2000. — **83**, N 4. — P. 848—854.

281. *Гарєин В.Г.* Влияние процессов плавления и взаимодействия включений с матрицей на механизм термического разрушения алмазов // Адгезия и контактное взаимодействие расплавов. — К.: Наук. думка, 1988. — С. 136—140.

282. *Simchi A., Danninger H., Weiss B.* Microstructural modelling of electrical conductivity and mechanical properties of sintered ferrous materials // Powder Metallurgy. — 2000. — **43**, N 3. — P. 219—227.

283. *К вопросу о механизме разупрочнения кристаллов алмаза при высокотемпературном нагреве* / А.Л. Майстренко, А.И. Боримский, Л.Н. Девин, Л.М. Бологова, А.В. Шербаков, А.Г. Сулима. — В сб.: Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент — техника и технология его изготовления и применения. — К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2010. — Вып. 13. — С. 272—278.

284. *Пат. 53964 (Україна).* Спосіб оцінки однорідності абразивного порошку / М.В. Новіков, Ю.І. Нікітін, Г.П. Богатирьова, Т.А. Петасюк. Опубл. 15.02.06. Бюл. № 2.

285. *Включения в кристаллах синтетических алмазных высокопрочных порошков* / Н.В. Новиков, Г.П. Богатырева, Г.Д. Ильницкая и др. // Физика и техника высоких давлений. — 2009. — **19**. — № 2. — С. 48—53.

286. *Bobrovnichii G. S., Skury A. L. D., Monteiro S. N.* Influence of the defect morphology on the strength of diamond particles // Diamond and Related Materials. — 2007. — **16**. — P. 1752—1759.

287. *He-sheng L.I., Yong-xin Q.I., Yuan-pei Zhang, Mu-sen Li.* Fracture behavior of HPHT synthetic diamond with micrometers metallic inclusions Front // Mater. Sci. China. — 2009. — **3(2)**. — P. 218—223.

288. *Langenhorst F., Poirier J.-P., Frost D.J.* TEM observations of microscopic inclusions in synthetic diamond // *J. of Mater. Sci.* — 2004. — **39**. — P. 1865—1867.
289. *Leguillon D.* Strength or toughness. A criterion for crack onset at a notch *European // J. of Mech. A. Solids.* — 2002. — **21**. — P. 61—72.
290. *Cornett P., Pugno N., Carpinteri A. et al.* Finite fracture mechanics: A coupled stress and energy failure criterion // *Engin. Fracture Mech.* — 2006. — **73**. — P. 2021—2033.
291. *Taylor D.* The theory of critical distances *Engineering // Fracture Mech.* — 2008. — **75**. — P. 1696—1705.
292. *Dugdale D.S.* Yielding of steel sheets containing slits // *J. of the Mech. and Phys. of Solids.* — 1960. — **8**. — P. 100—104.
293. *Barenblatt G.I.* The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture // *Advances in Appl. Mech.* — 1962. — **7**. — P. 55—129.
294. *Xu X.-P., Needleman A.* Numerical simulations of fast crack growth in brittle solids // *J. of the Mech. and Phys. of Solids.* — 1994. — **42**. — P. 1397—1434.
295. *Alfano G., Crisfield M.A.* Finite Element Interface Models for the Delamination Analysis of Laminated Composites: Mechanical and Computational Issues // *Int. J. for Numerical Meth. in Engin.* — 2001. — **50**. — P. 1701—1736.
296. *Olson D.S., Reynolds G.J., Virshup G.F., Friedlander F.I., James B.G., Partain L.D.* Tensile strength of synthetic chemical-vapor-deposited diamond // *J. Appl. Phys.* — 1995. — **78**. — P. 51—77.
297. *Leguillon D., Piat R.* Fracture of porous materials — Influence of the pore size // *Engin. Fracture Mech.* — 2008. — **75**. — P. 1840—1853.
298. *Rose J.H., Smith J.R., Ferrante J.* Universal features of bonding in metals // *Phys. Rev. B.* — 1983. — **28**. — P. 1835.
299. *Hayes R.L., Ortiz M., Carter E.A.* Universal binding-energy relation for crystals that accounts for surface relaxation // *Phys. Rev. B.* — 2004. — **69**. — P. 172104.
300. *Schmid L.A.* Calculating of the Cohesive Energy of Diamond // *Phys. Rev.* — 1953. — **92**. — P. 1379.
301. *Walmsley J.C., Lang A.R.* On sub-micrometre inclusions in diamond coat: crystallography and composition of ankerites and related rhombohedral carbonates // *Mineralogical Magazine.* — 1992. — **56**. — P. 533—543.
302. *Интенсивное электроспекание алмазосодержащих композиционных материалов / А.Л. Майстренко, С.А. Иванов, В.П. Переяслов, М.Н. Волошин // Сверхтвердые материалы. — 2000. — № 5. — С. 39—45.*
303. *Физические величины: Справочник / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братковский и др. Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. — М.: Энергоатомиздат, 1991. — 1232 с.*
304. *Чиркин В.С.* Теплофизические свойства материалов ядерной техники. — М.: Атомиздат, 1967. — 474 с.
305. *Куц В.И., Иванов С.А., Майстренко А.Л., Переяслов В.П.* Исследование механизма и кинетики уплотнения при интенсивном электроспекании. Сообщение 1. Лабораторные исследования // *Сверхтвердые материалы.* — 2007. — № 2. — С. 18—25.
306. *Куц В.И., Иванов С.А., Майстренко А.Л., Переяслов В.П.* Исследование механизма и кинетики уплотнения пористого тела при интенсивном электроспекании. Сообщение 2. Теоретическая модель и ее проверка // *Сверхтвердые материалы.* — 2007. — № 4. — С. 21—29.
307. *Подоба Я.О.* Закономірності ущільнення та формування властивостей композиційних алмазовмісних матеріалів на металевій зв'язці при інтенсивному електроспеканні: Дис. ... канд. техн. наук. 05.02.01. — К.: Ін-т надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, 2012.
308. *Гемпель К.А.* Справочник по редким металлам. — М.: Мир, 1965. — 931 с.
309. *Плющев В.Е.* Справочник по редким металлам. — М.: Мир, 1965. — 945 с.
310. *Зиновьев В.Е.* Теплофизические свойства металлов при высоких температурах / Справочное изд. — М.: Metallurgiya, 1989. — 384 с.
311. *Головчан В.Т., Гузь А.Н., Коханенко Ю.В., Куц В.И.* Механика композитов: В 12 т. Т. 1. Статика материалов. — К.: Наук. думка, 1993. — 456 с.
312. *Rayleigh L.* On the influence of obstacles arranged in rectangular order upon the properties of a medium // *Philosophical Magazine Ser. 5.* — 1892. — **34**, Is. 211. — P. 481—502.

313. Куц В.И. Напряженный стан та макроскопічні термопружні властивості кусково-однорідних тіл зі сфероїдальними поверхнями розділу: Автореф. дис. д.ф.-м.н. 01.02.04. — К.: Ін-т механіки НАН України, 1998.
314. Sangani A.S., Lu W. Elastic coefficients of composites containing spherical inclusions in a periodic array // *J. of the Mech. and Phys. of Solids*. — 1987. — **35**. — P. 1—21.
315. Скороход В.В., Солонин С.М. Физико-металлургические основы спекания порошков. — М.: Металлургия, 1984. — 159 с.
316. Kushch V.I., Podoba Ya.O., Shtern M.B. Effect of micro-structure on yield strength of porous solid: A comparative study of two simple cell models // *Comp. Mater. Sci.* — 2008. — **42**. — P. 113—121.
317. Montes J.M., Cuevas F.G., Cintas J. A new expression for the effective pressure on powders under compression // *Comp. Mater. Sci.* — 2006. — **36**. — P. 329—337.
318. Helle A.S., Esterling K.E., Ashby M.F. Hot isostatic diagrams: new developments // *Acta Metallurgica*. — 1985. — **33**. — P. 2163—2174.
319. Early J.G., Lenel F.V., Ansell G.S. The material transport mechanism during sintering of copper-powder compacts at high temperatures // *Trans. Met. Soc. AIME*. — 1964. — **230**. — P. 1641—1650.
320. McClelland J.D. Serotyping for homotransplantation // *J. American Ceramic Soc.* — 1964. — **44**. — P. 47.
321. Spriggs R.M., Vasilos T. Effect of Grain Size and Porosity on the Transverse Bend Strength and Elastic Modulus of Hot Pressed Alumina and Magnesia // *J. American Ceramic Soc.* — 1961. — **40**, N 4. — P. 187.
322. Andrushchik L.O. et al. Formation of interparticle contacts in electric resistance sintering of metallic powders // *Metallofiz.* — 1991. — **13**, N 10. — P. 110—121.
323. Maki S. et al. Application of resistance sintering technique to fabrication of metal matrix composites // *J. of Mater. Prgc. Techn.* — 2001. — **119**. — P. 210—215.
324. Montes J.M., Cuevas F.G., Cintas J. Effective area in powder compacts under uniaxial compression // *Mater. Sci. and Engin. A*. — 2005. — **395**. — P. 208—213.
325. Maxwell J.C. A Treatise on Electricity and Magnetism. — New York: Dover, 1998.
326. Fricke H. A mathematical treatment of the electric conductivity and capacity of disperse systems. I. The electric conductivity of a suspension of homogeneous spheroids // *Phys. Rev.* — 1924. — **24**. — P. 575.
327. Loeb A.L. A theory of thermal conductivity of porous materials // *J. Am. Ceram. Soc.* — 1954. — **37**. — P. 96—99.
328. Murabayashi M., Takahashi Y., Mukaibo T. On a Sequential Measuring System of Diffusivity vs. Temperature // *J. Nucl. Sci. Technol.* — 1969. — **53**, N 6. — P. 657.
329. Aivazov M.I., Domashnev I.A. Influence of porosity on the conductivity of the hot pressed Titanium nitride specimens // *Poroshkovaya Metallurgiya*. — 1962. — N 9. — P. 51.
330. Meyer R. Standardizing test methods for characterizing powders // *Powder Metall. Int.* — 1972. — **4**. — P. 63.
331. Schulz B. Thermal conductivity of porous and highly porous materials // *High Temp. High Press.* — 1981. — **13**. — P. 649—660.
332. McLachlan D.S. Equations for the conductivity of macroscopic mixtures // *J. of Phys. C. Solid State Phys.* — 1986. — **19**. — P. 1339—1354.
333. Скороход В.В. Реологическая теория спекания. — К.: Наук. думка, 1972. — 152 с.
334. Montes J.M., Cuevas F.G., Cintas J. Porosity effect on the electrical conductivity of sintered powder compacts // *Appl. Phys. A. Mater. Sci. and Proc.* — 2008. — **92**. — P. 375—380.
335. Argento C., Bouvard D. Modeling the effective thermal conductivity of random packing of spheres through densification // *Int. J. of Heat and Mass Transfer*. — 1996. — **39**, N 7. — P. 1343—1350.
336. Simchi A., Danninger H. Electrical conductivity and microstructure of sintered ferrous materials: Sintered iron // *Powder Metallurgy*. — 2000. — **43**, N 3. — P. 209—218.
337. Abouaf M. Modelisation de la compaction des poudres metalliques frettees / PhD Thesis. Universite Fourier. — Grenoble (France), 1985.
338. Agapiou J.S., DeVries M.F. An experimental determination of the thermal conductivity of a 304L stainless steel powder metallurgy material // *ASME J. of Heat Transfer*. — 1989. — **111**. — P. 281—289.

339. *Kogut L., Komvopoulos K.* Electrical contact resistance theory for conductive rough surfaces // *J. of Appl. Phys.* — 2003. — **94**, N 5. — P. 3153–3152.
340. *Новіков М.В., Майстренко А.Л., Куц В.І., Іванов С.А.* До питання оцінки якості композиційних матеріалів за властивостями електро- і теплопровідності // *Фізико-хімічна механіка матеріалів.* — 2006. — № 1. — С. 105–112.
341. *Sih G.C.* Multi-scale and multi-order singularity approach to non-equilibrium mechanics: Coupling of atomic-micro-macro damage // *Int. Appl. Mech.* — 2006. — **42**, N 1. — С. 1–18.
342. *McElwain D.L.S., Roberts A.P., Wilkins A.H.* Yield criterion of porous materials subjected to complex stress states // *Acta Materialia.* — 2006. — **54**. — P. 1995–2002.
343. *Kushch V.I.* Microstresses and effective elastic moduli of a solid reinforced by periodically distributed spheroidal inclusions // *Int. J. Solids Struct.* — 1997. — **34**. — P. 1353–1366.
344. *Куц В.И.* О вычислении эффективных упругих модулей зернистого композита регулярной структуры // *Прикладная механика.* — 1987. — **23**, № 4. — С. 57–61.
345. *González C., Segurado J., LLorca J.* Numerical simulation of elasto-plastic deformation of composites: evolution of stress microfields and implications for homogenization models // *J. of the Mech. and Phys. of Solids.* — 2004. — **52**. — P. 1573–1593.
346. *Kushch V.I.* Yield limit of particulate reinforced composite with porous matrix // *Scripta Materialia.* — 2007. — **57**. — P. 723–726.
347. *Kushch V.I., Podoba Ya.O., Shtern M.B.* Effect of micro-structure on yield strength of porous solid: A comparative study of two simple cell models // *Comput. Mater. Sci.* — 2008. — **42**. — P. 113–121.
348. *Schmauder S.* Computational mechanics // *Annu. Rev. Mater. Res.* — 2002. — **32**. — P. 437–465.
349. *Poehch M.H.* Deformation of two-phase materials: Application of analytical elastic solutions to plasticity // *Scripta Metallurgica et Materialia.* — 1992. — **27**, N 8. — P. 1027–1031.
350. *Duva J.M.* A self-consistent analysis of the stiffening effect of rigid inclusions on a power law material // *J. of Engin. Mater. and Techn.* — 1984. — **106**. — P. 317–321.
351. *Segurado J., González C., LLorca J.* A numerical investigation of the effect of particle clustering on the mechanical properties of composites // *J. Acta Mater.* — 2003. — **51**, Is. 8. — P. 2355–2369.
352. *Shima S., Oyane M.* Plasticity theory for porous metals // *Int. J. of Mech. Sci.* — 1976. — **18**. — P. 285–291.
353. *Bier W., Dariel M.P., Frage N., Hartmann S., Michailov O.* Die compaction of copper powder designed for material parameter identification // *Int. J. of Mech. Sci.* — 2007. — **49**. — P. 766–777.
354. *Martin C.L., Bouvard D.* Isostatic compaction of bimodal powder mixtures and composites // *Int. J. of Mech. Sci.* — 2004. — **46**. — P. 907–927.
355. *Косторнов А.Г.* Материаловедение дисперсных и пористых металлов и сплавов. Т. 1. — К.: Наук. думка, 2002. — 569 с.
356. *McGeary R.K.* Mechanical packing of spherical particles // *J. of American Ceramic Society.* — 1961. — **44**. — P. 513–522.
357. *Bier W., Dariel M.P., Frage N., Hartmann S., Michailov O.* Die compaction of copper powder designed for material parameter identification // *International J. of Mech. Sci.* — 2007. — **49**. — P. 766–777.
358. *Соколов Л.Д., Гладких А.Н., Скуднов В.А. и др.* Механические свойства кобальта при разных температурах и скоростях деформации // *Металловедение и термическая обработка металлов.* — 1969. — № 8. — С. 37–39.
359. *Cintas J., Cuevas F.G., Montes J.M., Rodriguez J.A., Urban P., Gallardo J.M.* Production and processing of ultra-fine grained, nanostructured and amorphous alloys by mechanical alloying // *Revista de Metalurgia.* — 2007. — **43**, N 3. — P. 196–208.
360. *Fu Z., Wang K., Tan T., Xiong Y., He D., Wang Y., Munir Z.A.* Study on the Process Mechanism in Spark Plasma Sintering // *Ceram. Trans.* — 2006. — **194**. — P. 3–21.
361. *Munirw Z.A., Quach Dat V., Ohyanagi M.* Electric Current Activation of Sintering: A Review of the Pulsed Electric // *J. of the American Ceramic Society.* — 2011. — **94**, N 1. — P. 11–19.
362. *Іванов С.А., Переяслов В.П., Ветров А.Л., Майстренко А.Л.* Совершенствование технологии спекания алмазосодержащих композитов для камнеобрабатывающих инстру-



ментов // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент — техника и технология его изготовления и применения. Матер. 4-й Междунар. конф. (22—28 сентября 2001 г., АР Крым). — К., 2001. — С. 105—106.

363. *Альтернативный метод спекания композиционных алмазосодержащих материалов для камнеобрабатывающих инструментов* / В.П. Переяслов, С.А. Иванов, В.А. Дутка, А.Л. Майстренко // Тез. докл. 2-й Междунар. конф. «Буровой и камнеобрабатывающий инструмент — техника и технология его изготовления и применения». — К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 1999. — С. 55.

364. *US pat. 5143523 (RU2056993) / R. Matareze (GEN. ELECTRIC, US). Method of Manufacturing Granules of Diamond Particles and Granule of Diamond Particle* // Issued on 1996.03.27.

365. *Pat. WO/2008/025836/ Sheridan, Cedric. Granules for use in abrading or cutting tools production* // Issued on 2008.03.06.

366. *EP pat. 2057244 / Sheridan Cedric // Intermediate product for use in the production of abrading or cutting tools* // Issued on 2009.05.13.

367. *Pat. WO/2009/118381 / Sheridan Cedric. Method and apparatus for forming aggregate abrasive grains for use in the production of abrading or cutting tools* // Issued on 2009.10.01.

368. *Pat. WO/2009/064093/ Sheridan Cedric. Diamond tools and manufacturing method of the same* // Issued on 2009.05.22.

369. *US pat. 5071708. Composite diamond grain* / Komaki Kunio, Fujimaki Takashi, Yanagisawa Masaaki, Hirose Yoichi / Application Number: 07/372367. Publication Date: 12.10.1991.

370. *US pat. 5080975. Composite diamond granules* / Komaki Kunio, Yamamoto Isamu, Fujimaki Takashi, Hirose Yoichi // Application Number: 07/274937. Publication Date: 01.14.1992.

371. *US pat. 5071708 / SHOWA DENKO KK (JP); YOICHI HIROSE (JP). Composite diamond grain* // Issued on 1991.10.12.

372. *US pat. 5080975 / SHOWA DENKO KK (JP); YOICHI HIROSE (JP). Composite diamond granules* // Issued on 1992.01.14.

373. *Pat. 936619 FRG, NCI 51—280. Schleifkörper mit in einem metallischen Bindemittel eingebetteten Körnern eines harten Materials* / E. Bergström. — Publ. 25.11.1951.

374. *Pat. 2411867 USA, CI 51-294. Industrial diamond tool and method of producing same* / V. Brenner. — Publ. 03.12.1946.

375. *Pat. 1492567 France, ICI B 24 D. Matière de meulage et procede pour sa fabrication et son utilisation* / O. Lindstrom, E. Lundblad. — Publ. 10.06.1967.

376. Сыркин В.Г., Уэльский А.А., Стихов Л.В., Генварская Б.А. Повышение качества алмазных зерен металлизацией карбонильным методом // Внедрение алмазов в промышленность. — М.: НИИМАШ, 1967. — С. 75—82.

377. Никитин Ю.И., Чистяков Е.М., Погорелый Б.В. Новый способ металлизации алмаза и кубонита // Синтетические алмазы. — 1970. — Вып. 1. — С. 52—55.

378. А. с. 496169 (СССР). МКИ В 24 Д 3/34. Способ изготовления агрегированных алмазных зерен / Ю.В. Найдич, И.А. Лавриненко, В.А. Кондрацкий и др. Опубл. 25.12.75. Бюл. № 47.

379. *Исследование взаимодействия боридов  $Cr_2B_2$  и  $W_2B_5$  с компонентами твердого сплава* / Н.А. Бондаренко, О.Г. Кулик, В.А. Мечник // Сверхтвердые материалы. — 2006. — № 6. — С. 30—36.

380. *Пат. № 62531 (Україна) / М.В. Новіков, А.Л. Майстренко, М.М. Прокопів / Спосіб отримання алмазно-твердосплавних гранул*. Від 25.08.2011.

381. *Новиков Н.В., Майстренко А.Л., Прокопів Н.М. Формирование алмазно-твердосплавных гранул для использования в породоразрушающих инструментах* // Сверхтвердые материалы. — 2012. — № 1. — С. 1—10.

382. *Структурное моделирование и оптимизация влияния термобаровременных факторов на комплекс физико-механических характеристик КАМ и прочность их соединения с массивной металлической основой* // Отчет о научно-исслед. работе 1.6.7.0958. — К.: ИСМ НАН Украины, 2006.

383. *Новиков Н.В., Кизиков Э.Д., Кушталова И.П. Взаимодействие сверхтвердых материалов с металлическими матрицами* // Адгезия расплавов и пайка материалов. — 1988. — Вып. 21. — С. 26—37.

## Список литературы

384. Zhang W., Schneibel J.H. The sintering of two particles by surface and grain boundary diffusion — A two-dimensional numerical study // *Acta Metall. Mater.* — 1995. — N 43. — P. 4377—4386.
385. Лариков Л.Н., Исайчев В.И. Структура и свойства металлов и сплавов. Диффузия в металлах и сплавах: Справочник. — К.: Наук. думка, 1987. — 510 с.
386. Герцирикен С.Д., Дехтяр И.Я. Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе. — М.: Гос. изд-во физ.-мат. лит-ры, 1960. — 564 с.
387. Райченко А.И. Математическая теория диффузии в приложениях. — К.: Наук. думка, 1981. — 396 с.
388. Диффузия в металлах с объемно-центрированной решеткой / Под ред. С.З. Бокштейна. Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1969. — 416 с.
389. Скорород В.В., Солонин Ю.М., Уваров И.В. Химические, диффузионные и реологические процессы в технологии порошковых материалов. — К.: Наук. думка, 1990. — 248 с.
390. Назаров А.А. Зернограничная диффузия в нанокристаллах при зависящем от времени коэффициенте диффузии // *Физика тв. тела.* — 2003. — 45, вып. 6. — С. 1112—1114.
391. Pan J., Cocks A.C.F., Kucherenko S. Finite element formulation of coupled grain-boundary and surface diffusion with grain-boundary migration // *Proc. R. Soc. (Lond.). A.* — 1997. — N 453. — P. 2161—2184.
392. Djohari H., Derby J.J. A finite element model for the sintering of crystalline particles via vacancy diffusion // *Comput. Mater. Sci.* — 2003. — 48. — P. 69—85.
393. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: Справочник / Под ред. Г.В. Самсонова. — М.: Металлургия, 1976. — 600 с.
394. Лившиц Б.Г., Крапошин В.С., Линецкий Я.Л. Физические свойства металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1980. — 320 с.
395. Макквиллэн А.Д., Макквиллэн М.К. Титан / Пер. с англ. — М.: Мир, 1958. — 458 с.
396. Еременко В.Н. Титан и его сплавы. — К.: Изд-во АН УССР, 1960. — 500 с.
397. Казаков Н.Ф. Диффузионная сварка материалов. — М.: Машиностроение, 1976. — 312 с.
398. Варгафтик Н.Б. Теплофизические свойства веществ: Справочник. — М.—Л.: Техноэнергоиздат, 1956. — 367 с.
399. Казаков Н.Ф. Диффузионная сварка материалов. — М.: Машиностроение, 1976. — 312 с.
400. Каракозов Э.С., Орлова Л.М., Пешков В.В., Григорьевский В.И. Диффузионная сварка титана. — М.: Металлургия, 1977. — 272 с.
401. Корнилов И.И. Титан. — М.: Наука, 1975. — 308 с.
402. Косторнов А.Г. Материаловедение дисперсных и пористых металлов и сплавов. Т. 1. — К.: Наук. думка, 2002. — 571 с.
403. Дутка В.А., Переяслов В.П., Иванов С.А., Боголова Л.М. Чисельний аналіз впливу конструкції технологічного вузла та режиму нагрівання на температуру робочого шару при напінанні його на корпус бурової коронки // *Сверхтвердые материалы.* — 2006. — № 2. — С. 72—83.
404. Чернига Р.М., Дутка В.А. Дифузійна система Лотки—Вольтерра: симетрії Лі, точні та числові розв'язки // *УМЖ.* — 2004. — 56, № 10. — С. 1395—1405.
405. Дутка В.А., Майстренко А.Л., Иванов С.А., Переяслов В.П. Моделювання процесу дифузії при інтенсивному електронапінанні під тиском порошкової суміші на металеву основу // *Сверхтвердые материалы.* — 2007. — № 1. — С. 28.
406. Бугаков В.И., Коняев Ю.С. Высокоэффективный алмазный инструмент, изготовленный по оригинальной технологии с применением высоких давлений и температур, новых связок и алмазных материалов // *Сверхтвердые материалы.* — 2001. — № 6. — С. 54—63.
407. Свойства конструкционных материалов на основе углерода: Справочник / Под ред. В.П. Соседова. — М.: Металлургия, 1975. — 336 с.
408. Майстренко А.Л., Дутка В.А., Переяслов В.П., Иванов С.А. Математичне моделювання теплового стану елементів технологічного вузла в процесі швидкісного електроспінання алмазовмісних композитних матеріалів // *Сверхтвердые материалы.* — 1999. — № 4. — С. 26—35.
409. Тепло- и массообмен. Теплотехнический эксперимент: Справочник / Под общ. ред. В.А. Григорьева, В.И. Зорина. — М.: Энергоиздат, 1982. — 510 с.

# ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие .....	3
<b>Глава 1. ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ .....</b>	<b>7</b>
1.1. Алмазные композиты в породоразрушающих инструментах .....	7
1.1.1. Инструменты для обработки природного камня и строительных конструкций .....	7
1.1.2. Алмазные композиты в буровых инструментах .....	14
1.2. Алмазные инструменты в машиностроении .....	20
1.2.1. Области применения алмазных инструментов на металлических, керамических и полимерных связках .....	20
1.2.2. Инструменты с алмазосодержащими электрохимическими покрытиями .....	23
1.2.3. Алмазные правящие инструменты в машиностроении .....	23
1.3. Анализ факторов воздействия на композиционные алмазосодержащие материалы в условиях эксплуатации .....	25
1.3.1. Температурное воздействие на зерно алмаза в процессе его контактного взаимодействия с поверхностью обрабатываемого материала .....	27
<b>Глава 2. ТЕХНОЛОГИИ СПЕКАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ .....</b>	<b>32</b>
2.1. Свободное изотермическое спекание .....	32
2.1.1. Особенности спекания композиционных алмазосодержащих материалов на керамических связках свободным изотермическим спеканием .....	33
2.2. Вакуумное спекание .....	36
2.3. Компрессионное спекание .....	36
2.4. Реакционное спекание .....	37
2.5. Горячее прессование композиционных алмазосодержащих материалов .....	38
2.5.1. Горячее прессование при высоких давлениях .....	41
2.5.2. Спекание КАМ взрывом .....	42
2.6. Электроразрядное спекание .....	42
2.6.1. Динамическое спекание .....	45
2.7. Получение композиционных алмазосодержащих материалов инфильтрацией жидкой фазы металлов .....	46
2.8. Электрохимическое осаждение алмазосодержащих покрытий .....	46
2.9. Факторы, приводящие к повреждениям и несовершенству структуры композиционных алмазосодержащих материалов .....	48
2.9.1. Окисление алмазов на воздухе и в связках .....	49
2.9.2. Анализ влияния нагревания на разупрочнение порошков алмаза .....	49
2.9.3. Оценка степени повреждения структуры композиционных алмазосодержащих материалов .....	52

<b>Глава 3. МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ</b> .....	58
3.1. Классификация видов композитов .....	58
3.2. Особенности структуры композиционных алмазосодержащих композитов .....	61
3.3. Термоупругое несоответствие компонентов композиционных алмазосодержащих материалов .....	69
3.4. Методы прогнозирования эффективных упругих постоянных композиционных алмазосодержащих материалов .....	72
3.4.1. Влияние состава и дефектности структуры КАМ на изменение эффективного модуля упругости .....	78
3.4.2. Методика измерения упругих свойств КАМ .....	87
3.4.3. Упругие свойства сплавов-растворителей .....	89
3.5. Эффективный коэффициент теплового расширения композиционных алмазосодержащих материалов .....	89
3.5.1. Экспериментальное определение КТР композиционных алмазосодержащих материалов .....	91
3.6. Методика измерения теплопроводности композиционных алмазосодержащих материалов .....	92
3.7. Определение удельного электросопротивления композиционных алмазосодержащих материалов .....	94
3.8. Основные подходы в оценке прочности композиционных алмазосодержащих материалов .....	95
3.8.1. Термонапряженное состояние в элементах двухкомпонентной среды, содержащей дисперсные частицы .....	102
3.8.2. Условия предельного состояния КАМ при одноосном сжатии или растяжении (модель прочности КАМ) .....	106
3.9. Экспериментальное определение прочности композиционных алмазосодержащих материалов .....	110
3.10. Влияние термического расширения сплава-растворителя на термостойкость синтетических алмазов различных ростовых систем при нагреве .....	113
3.11. Определение износостойкости композиционных алмазосодержащих материалов .....	121
<b>Глава 4. КОМПОЗИЦИОННЫЕ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИЕ МАТЕРИАЛЫ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ, КЕРАМИЧЕСКИХ И ПОЛИМЕРНЫХ СВЯЗКАХ</b> .....	123
4.1. Композиционные алмазосодержащие материалы на металлических связках .....	123
4.2. Композиционные алмазосодержащие материалы на керамических связках .....	129
4.2.1. Физико-механические свойства основных керамических связок .....	130
4.2.2. Свойства алмазных композитов на стеклокерамических связках .....	132
4.3. Свойства композиционных алмазосодержащих материалов на полимерных связках .....	137
4.4. Влияние состояния структуры и термомеханических свойств связки на изнашивание алмазных кругов .....	138
<b>Глава 5. КОМПОЗИЦИОННЫЕ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ТВЕРДОСПЛАВНЫХ СВЯЗКАХ</b> .....	140
5.1. Особенности спекания композиционных алмазосодержащих материалов на твердосплавных связках .....	140
5.2. Физико-механические свойства композиционных алмазосодержащих материалов на твердосплавных связках .....	143
5.2.1. Эффективные упругие постоянные КАМ .....	143
5.2.2. Измерение теплопроводности композиционных алмазосодержащих материалов .....	148
5.2.3. Влияние состава КАМ на эффективный коэффициент температурного расширения .....	151
5.2.4. КТР сплавов-растворителей синтетических алмазов спонтанного синтеза .....	153
5.2.5. Прочность КАМ с твердосплавными связками .....	154
5.2.6. Моделирование изменения прочности КАМ .....	161

5.2.7. Экспериментальное определение прочности КАМ .....	167
5.3. Оценка качества композиционных алмазосодержащих материалов .....	174
<b>Глава 6. СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ СПЕКАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ .....</b>	<b>181</b>
6.1. Пути совершенствования процесса спекания композиционных алмазосодержащих материалов .....	181
6.2. Механизм растрескивания зерен алмаза при нагревании .....	182
6.2.1. Термоупругие свойства исследуемых сплавов-растворителей .....	184
6.2.2. Анализ влияния термического расширения сплава-растворителя на термостойкость синтетических алмазов при нагреве .....	185
6.2.3. Условие зарождения и роста трещины .....	187
6.3. Интенсивное электроспекание под давлением .....	195
6.3.1. Конструкция технологического узла для интенсивного электроспекания композиционных алмазосодержащих материалов под давлением .....	197
6.3.2. Реализация процесса интенсивного электроспекания КАМ под давлением .....	199
6.3.3. Система мониторинга параметров процесса электроспекания .....	202
6.4. Кинетика процесса и основные механизмы интенсивного электроспекания под давлением. Закономерности формирования микроструктуры и физико-механические свойства композиционных алмазосодержащих материалов .....	203
6.4.1. Кинетика процесса ИЭСД .....	203
6.5. Исследование влияния параметров процесса интенсивного электроспекания на структуру и свойства твердосплавных связок и композиционных алмазосодержащих материалов на их основе .....	207
6.5.1. Свойства сплава ВК60М, спеченного ИЭСД .....	207
6.5.2. Особенности структуры и свойств сплава ВК60М-Cu, спеченного методом интенсивного электроспекания .....	209
6.5.3. Свойства твердого сплава ВК15, спеченного ИЭСД .....	216
6.5.4. Структура и свойства КАМ, спеченных ИЭСД .....	218
<b>Глава 7. СТРУКТУРНАЯ МОДЕЛЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ С ПОРИСТОЙ МАТРИЦЕЙ .....</b>	<b>225</b>
7.1. Структурная модель пористого тела композиционных алмазосодержащих материалов с пористой матрицей .....	225
7.2. Проводимость порошкового брикета с несовершенными межчастичными контактами и композиционных алмазосодержащих материалов с пористой матрицей ....	228
7.2.1. Проводимость однофазной системы .....	228
7.3. Пластичность композита с пористой матрицей и прогнозирование уплотнения заготовок композиционных алмазосодержащих материалов под давлением .....	233
7.3.1. Моделирование холодного прессования КАМ .....	233
7.3.2. Усадка смеси порошков алмаз—металл в закрытой пресс-форме .....	236
7.3.3. Влияние температуры на уплотнение порошковой заготовки .....	238
7.3.4. Исследование микроструктуры КАМ, спеченных ИЭСД .....	244
7.3.5. Структура и свойства КАМ, спеченных ИЭСД .....	246
7.4. Применение интенсивного электроспекания под давлением для производства вставок и сегментов из композиционных алмазосодержащих материалов .....	252
7.5. Методика экспресс-оценки эксплуатационных свойств композиционных алмазосодержащих материалов .....	253
7.6. Изготовление опытных сегментов и их испытание .....	256
7.7. Экспериментальные испытания функциональных элементов из композиционных алмазосодержащих материалов для буровых и породоразрушающих инструментов .....	260
<b>Глава 8. АЛМАЗНЫЕ ГРАНУЛЫ И СПЕКАНИЕ КОМПОЗИТОВ НА ИХ ОСНОВЕ .....</b>	<b>264</b>
8.1. Предпосылки формирования алмазных гранул .....	264
8.2. Металлизация порошков алмаза .....	266

8.3. Механические свойства алмазно-твердосплавных гранул .....	271
8.4. Технологический узел для электронапекания алмазных гранул на рабочую поверхность функциональных элементов породоразрушающих инструментов .....	271
8.5. Моделирование процесса интенсивного электроспекания композита алмазно-твердосплавные гранулы—медная матрица .....	273
8.6. Изготовление опытных образцов композита из гранул для проведения испытаний на износостойкость .....	275
8.7. Испытания на износостойкость композита на основе алмазно-твердосплавных гранул по горной породе .....	277
8.8. Испытания на износостойкость опытных буровых коронок .....	282
<b>Глава 9. ПРОГРЕССИВНЫЕ СПОСОБЫ СПЕКАНИЯ ИНСТРУМЕНТОВ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛМАЗСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ .....</b>	<b>286</b>
9.1. Диффузионное напекание алмазного слоя к корпусу инструмента .....	286
9.2. Электроспекание алмазных буровых коронок под давлением .....	304
9.3. Экспериментальная реализация технологии спекания опытных алмазных буровых коронок методом ИЭСД .....	315
9.4. Испытание разработанных композиционных алмазосодержащих материалов на износостойкость .....	316
9.5. Испытание опытных породоразрушающих инструментов .....	319
<b>СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ .....</b>	<b>322</b>

Наукове видання

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ  
ІНСТИТУТ НАДТВЕРДИХ МАТЕРІАЛІВ ім. В.М. БАКУЛЯ

МАЙСТРЕНКО Анатолій Львович

**ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ  
КОМПОЗИЦІЙНИХ АЛМАЗОВІСНИХ  
МАТЕРІАЛІВ У ТЕХНОЛОГІЧНИХ  
ПРОЦЕСАХ**

(Російською мовою)

Київ, Науково-виробниче підприємство  
«Видавництво “Наукова думка” НАН України», 2014

Художній редактор *І.Р. Сільман*  
Технічний редактор *Т.С. Березяк*  
Коректор *Л.Г. Бузіашвілі*  
Оператор *В.Г. Каменькович*  
Комп'ютерна верстка *Л.В. Багненко*

НТБ  
ІФНТУНГ



692988

Підп. до друку 20.10.2014. Формат 70×100/16. Папір офс. № 1.  
Гарн. Таймс. Друк. офс. Ум. друк. арк. 27,95.  
Ум. фарбо-відб. 27,95. Обл.-вид. арк. 30,0.  
Тираж 300 прим. Зам. № ДФ 278

НВП «Видавництво “Наукова думка” НАН України»  
Свідоцтво про внесення суб'єкта видавничої справи  
до Державного реєстру ДК № 2440 від 15.03.2006 р.  
01601 Київ 1, вул. Терещенківська, 3

ПП «Видавництво “Фенікс”»  
03680 Київ 680, вул. Шутова, 136



Анатолий Львович  
**МАЙСТРЕНКО**

Доктор технических наук, профессор, член-корреспондент НАН Украины, заведующий отделом «Компьютерное материаловедение структурированных сверхтвердых материалов для породоразрушающих инструментов» Института сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины.

Основная научная и практическая деятельность связана с разработкой теории прочности и хрупкого разрушения композиционных алмазосодержащих материалов, повышением их прочности и эксплуатационных свойств. Практическим следствием этих исследований стало создание технологии интенсивного электроспекания композиционных алмазосодержащих материалов под давлением, которая позволила существенно повысить износостойкость и эксплуатационные свойства композитов этого типа.

За разработку буровых инструментов нового технического уровня в составе творческого коллектива А.Л. Майстренко была присуждена Государственная премия Украины в области науки и техники.

Награжден знаками отличия НАН Украины «За научные достижения», «За профессиональные достижения». Лауреат премии НАН Украины имени Е.О. Патона.

Автор 321 научной работы, в том числе 4 монографий, 35 изобретений и патентов.