

## УВАЖАЕМЫЕ ЧИТАТЕЛИ!

Настоящий, заказной, номер нашего журнала посвящен работе «Разработка научных основ технологии производства крупногабаритных твердосплавных изделий и освоение их промышленного производства для металлургической промышленности Украины», которая на заседании ученого совета Института сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля 29 декабря 2009 г. была выдвинута на соискание Государственной премии Украины в области науки и техники 2010 г.

Актуальность работы заключается в том, что в Украине до 2002 г. отсутствовало промышленное производство крупногабаритных твердосплавных изделий, в частности, прокатных валков дискового типа для высокоскоростных проволочных прокатных станков. Такие изделия приобретали за рубежом.

Проблема была решена коллективом ученых Института сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля (г. Киев), научно-производственного общества «Доникс» (г. Донецк), Государственного высшего учебного заведения «Донецкий национальный технический университет» (г. Донецк), Государственного предприятия «Инженерный центр твердых сплавов „Светкермет“» (г. Светловодск), работниками ЗАО «Макеевский металлургический завод» (г. Макеевка) и ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог» (г. Кривой Рог).

Выполненный комплекс научно-исследовательских, проектно-конструкторских и организационных работ позволил создать высокоэффективное промышленное производство крупногабаритных твердосплавных изделий, обеспечить ими металлургическую промышленность, отказаться от импортных поставок и вывести Украину в число экспортеров твердосплавных прокатных валков.

Кроме авторов статьи, указанных в содержании, активное участие в работе принимали

### **от Института сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины:**

*Бондаренко Владимир Петрович*, чл.-кор. НАН Украины, проф., д-р техн. наук, зав. отделом

*Лошак Матвей Говшиевич*, д-р техн. наук, ст. научн. сотр.

*Кулаковский Владимир Николаевич*, канд. техн. наук, зав. отделом

*Александрова Людмила Ивановна*, канд. техн. наук, ст. научн. сотр.

### **от НПО «Доникс»:**

*Маншилин Александр Гейниевич*, канд. техн. наук, ген. директор НПО «Доникс»

*Кукуй Давид Пенхусович*, канд. техн. наук, техн. директор НПО «Доникс»

*Коновалов Юрий Вячеславович*, д-р техн. наук, проф., научн. консультант НПО «Доникс»

*Каширин Валерий Викторович*, гл. технолог опытно-экспериментального участка порошковой металлургии

*Труханов Сергей Вадимович*, нач. отдела маркетинга опытно-экспериментального участка порошковой металлургии

*Горбатенко Владислав Владимирович*, канд. техн. наук, нач. лаборатории контроля качества опытно-экспериментального участка порошковой металлургии

### **от ГВУЗ ДонНТУ:**

*Троянский Александр Анатольевич*, д-р техн. наук, проф., зав. кафедрой «Электрометаллургия»

*Ратиев Сергей Николаевич*, научн. сотр. кафедры «Электрометаллургия»

*Галян Николай Николаевич*, мл. научн. сотр. кафедры «Электрометаллургия»

*Корнева Ольга Владимировна*, асист. кафедры «Экономика предприятия»

*Рябцева Ольга Анатольевна*, асп. кафедры «Физическое материаловедение»

### **от ГП «ИЦТС „Светкермет“:**

*Микулинская Любовь Федоровна*, зав. лабораторией

*Шевченко Борис Лаврентьевич*, гл. энергетик СКТС

*Сорокин Владимир Григорьевич*, нач. лаборатории СКТС

### **от ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог»:**

*Шеремет Владимир Александрович*, канд. техн. наук, глава администрации по производству

*Демичев Сергей Владимирович*, нач. лаборатории прокатных валков

*Белый Николай Павлович*, зам. начальника СПЦ-1

*Константинов Вадим Николаевич*, нач. стана ПС1 СПЦ-1

*Щур Виталий Андреевич*, нач. СПЦ-3

*Зубко Юрий Николаевич*, зам. начальника СПЦ-3

*Кибальный Александр Иванович*, маст. СПЦ-3

### **от ЗАО «Макеевский металлургический завод»:**

*Чудновец Александр Николаевич*, дир. технический, гл. инженер

*Ситало Александр Алексеевич*, дир. УНТиТП

*Бруханский Владимир Николаевич*, гл. прокатчик

*Жиров Сергей Анатольевич*, и. о. начальника ЦПП

**А. Ф. Лисовский, Э. О. Цкитишвили\*, А. И. Кулик\*\*, А. Ф. Курочкин\*\*\*, В. Г. Лясов\*\*\*, В. В. Пашинский\*\*\*\*, А. Д. Рябцев\*\*\*\*, Д. Г. Сидоренко\*\*\*\*\*, А. В. Феофилактов\*\*\*\*\***

Институт сверхтвердых материалов НАН Украины, Киев

\*ЗАО «Макеевский металлургический завод», Макеевка

\*\*ГП «Инженерный центр твердых сплавов „Светкермет“», Светловодск

\*\*\*ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог», Кривой Рог

\*\*\*\*ГВУЗ «Донецкий национальный технический университет», Донецк

\*\*\*\*\*НПО «Доникс», Донецк

## **Разработка научных основ технологии производства крупногабаритных твердосплавных изделий и освоение их промышленного производства для металлургической промышленности Украины**

*Рассмотрены теоретические основы процессов формирования структуры и свойств крупногабаритных твердосплавных изделий и обоснована концепция формирования их структуры. Развита теоретическая основа количественного описания структуры твердых сплавов, изучены основные закономерности диссипации энергии в них и на их основе разработаны практические методики контроля качества изделий. На базе экспериментальных исследований процессов износа и разрушения твердосплавных материалов сформулированы требования к оптимальным структурам и составам сплавов и разработаны новые марки твердых сплавов, развита концепция процесса управляемого горячего вакуумного прессования, разработана его технология, спроектировано и изготовлено оборудование для его реализации. Разработаны критерии для оценки степени риска первичных капитальных вложений. На основе полученных результатов создано принципиально новое в Украине высокоэффективное производство крупногабаритных твердосплавных изделий. С 1996 г. по настоящее время произведено 210 тыс. кг твердосплавных валков и бандажных колец, поставленных на предприятия Украины, Российской Федерации, Беларуси, Молдовы, Болгарии. В условиях ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог» и ЗАО «Макеевский металлургический завод» достигнуто повышение ресурса валков на 7-25 % по сравнению с лучшими мировыми образцами.*

**Ключевые слова:** твердый сплав, высокоскоростной прокатный стан, крупногабаритные твердосплавные изделия, твердосплавный прокатный валок, горячее вакуумное прессование, инвестирование, стойкость калибра, производительность прокатного стана, система управления качеством, промышленное производство

### **Характеристика проблемы, решенной в работе**

**Д**инамичное развитие металлургии и машиностроения Украины не представляется успешным без применения крупногабаритных твердосплавных изделий – валков для прокатных станов, плунжеров, втулок, уплотнительных колец, твердосплавных деталей для нового поколения аппаратов высокого давления и т. п. Крупногабаритные твердосплавные изделия являются высокотехнологичным продуктом, которому нет альтернативы. Достаточно отметить, что применение твердосплавных валков позволило достичь скорости проката катанки 120 м/с и увеличить наработку на калибр за одну установку в 10 раз по сравнению с традиционными чугунными и стальными валками.

К началу работ по предлагаемому проекту в Украине отсутствовало промышленное производство крупногабаритных твердосплавных изделий. В связи с этим развитие промышленности Украины пол-

ностью зависело от зарубежных поставок этих изделий. Принимая во внимание изложенное выше, Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, НПО «Доникс», Государственное высшее учебное заведение «Донецкий национальный технический университет», Государственное предприятие «Инженерный центр твердых сплавов „Светкермет“», ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог» и ЗАО «Макеевский металлургический завод» поставили перед собой цель – создать в Украине промышленное производство высокоэффективных крупногабаритных твердосплавных изделий. К моменту начала работ идеология получения крупногабаритных твердосплавных изделий была развита в исследованиях, выполненных под руководством акад. НАН Украины Н. В. Новикова и чл.-кор. НАН Украины В. П. Бондаренко (ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины). Научные основы процесса го-

рячего вакуумного прессования были заложены в трудах д-р техн. наук М. С. Ковальченко (ИГМ им. И. Н. Францевича НАН Украины).

Созданный теоретический фундамент позволил авторскому коллективу приступить к разработке научных и технологических основ создания крупногабаритных твердосплавных изделий и организации производства продукции с характеристиками, разными или превосходящими показатели лучших мировых образцов.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить ряд следующих теоретических, технологических, проектно-конструкторских и организационно-экономических проблем:

- разработать теорию зарождения и развития дефектов в спеченных твердых сплавах и концепцию формирования структуры твердосплавных изделий, работающих в условиях экстремальных динамических нагрузок;

- создать научные основы процессов диссипации энергии в твердых сплавах и на их основе разработать методы контроля качества изделий и систему управления качеством производства;

- впервые в условиях производства изучить особенности процессов износа твердосплавных валков в зависимости от их состава структуры и условий эксплуатации и разработать марки твердых сплавов, отвечающие предъявляемым требованиям;

- создать патентно-чистую технологию изготовления крупногабаритных твердосплавных изделий, обеспечивающую требуемый уровень их качества;

- разработать и ввести в действие уникальное оборудование, которое обеспечивало бы высокую точность контроля технологических параметров изготовления изделий и пригодное для массового производства крупногабаритных твердосплавных изделий;

- выбрать критерии для оценки степени риска первичных капитальных вложений;

- создать принципиально новое в Украине высокоэффективное производство крупногабаритных твердосплавных изделий, внедрить их в производство, с учетом особенностей эксплуатации модернизировать оборудование, на котором их используют, и обучить персонал работе с этими изделиями.

## Концепция формирования структуры твердосплавных изделий, работающих при динамических нагрузках

**В** период работы твердосплавное изделие активно взаимодействует с окружающей средой. В его объеме периодически возникают и исчезают поля напряжений и температуры, например, в твердосплавных валках происходят упругая и пластическая деформации. Такое изделие может рассматриваться как открытая система, которая поглощает энергию.

Под действием возникающих напряжений в твердосплавном изделии происходит превращение кубической модификации кобальта в гексагональную, в фазах образуются дислокации, которые после снятия напряжений «замерзают». В следующих циклах приложения нагрузок в изделии снова образуются дислокации, их плотность растет, достигая предельной плотности, происходит их организация в различные субструктуры – клубки, ячеистые образования и т. п. При дальнейшем поглощении энергии в твердосплавном изделии образуются дисклинации, поверхности скольжения, микротрещины. По мере накопления различных дефектов в открытой системе возникают бифуркации и происходит самоорганизация дефектов в новые структуры. Первая точка бифуркации соответствует страгиванию микротрещины, вторая – определяет момент перехода ее движения в режим автомодельного роста, а третья – начало периода нестабильного разрушения микротрещины.

На кинетических диаграммах усталостной трещиностойкости страгивание микротрещины определяется пороговым коэффициентом интенсивности напряжений  $K_{th}$ , переход системы в период нестабильного разрушения – критическим коэффициентом интенсивности напряжений  $K_{fc}$ . Эти точки бифурка-

ции характеризуют определенные стадии диссипации энергии и самоорганизации дефектов.

Анализ микроструктуры твердосплавных элементов, работавших при периодических динамических нагрузках, показал, что в дальнейшем происходит самоорганизация микротрещин в сетку мезо- и макротрещин. Таким путем в определенном объеме твердосплавного изделия на субмикро-, микро- и мезоуровнях формируется новая пространственная структура дефектов, которая ведет к деградации структуры спеченного твердого сплава.

Чтобы обеспечить высокую работоспособность твердосплавных изделий, необходимо формировать в них такие структуры, которые успешно противостояли бы зарождению, росту и самоорганизации дефектов.

Согласно [1], усталостное разрушение спеченного твердого сплава наступает в тот момент, когда суммарная необратимо рассеянная в нем энергия достигает критического значения, равного предельной работе деформации при статическом нагружении. Из этого положения следует, что для торможения процессов зарождения, роста и самоорганизации дефектов необходимо увеличивать энергопоглощаемость твердого спеченного сплава, которую определяют величиной работы деформации  $A_{общ}$  и коэффициентом энергопоглощаемости  $\lambda$  [2].

Усталостные микротрещины зарождаются преимущественно на контактных поверхностях карбидных частиц и межфазных поверхностях карбид-связка. Вдоль этих поверхностей проходит их распространение. В кобальтовой связке движение микротрещин тормозится. Если происходит полиморфное

превращение  $Co_{ГЦК} \rightarrow Co_{ГПУ}$ , то в связи образуются пакеты пластин  $Co_{ГПУ}$ , в результате чего она теряет пластические свойства и перестает быть препятствием для продвижения усталостных трещин. Если микротрещина достигает критического размера, то образуется магистральная трещина, при движении которой освобождается большое количество упругой энергии. Магистральная трещина проходит через все элементы структуры спеченного твердого сплава.

В спеченных твердых сплавах WC-Co на субмикроруровне торможение процессов зарождения, роста и самоорганизации дефектов может быть осуществлено путем стабилизации кубической модификации кобальта и увеличения адгезии межфазных границ. Управлять полиморфным превращением кобальта можно легированием связки различными элементами. Так, никель и железо стабилизируют кубическую модификацию кобальта. Кремний, рений и рутений снижают энергию дефекта упаковки кобальта и способствуют полиморфному превращению  $Co_{ГЦК} \rightarrow Co_{ГПУ}$  [3]. Увеличить адгезию контактных и межфазных поверхностей можно введением в спеченные твердые сплавы адгезионно-активных элементов. В системе W-C-Co таким элементом является кремний [4]. При легировании спеченных твердых сплавов следует избегать образования колоний субдисперсных частиц на межфазных поверхностях, которые способствуют зарождению и росту дефектов.

Микроструктура спеченных твердых сплавов характеризуется размером частиц карбидной фазы  $d_{WC}$ , толщиной прослоек связки  $L_{Co}$ , удельной контактной  $S_v^{WC/WC}$  и межфазной  $S_v^{WC/Co}$  поверхностями, связностью и смежностью. Увеличение толщины прослоек связки, уменьшение напряжений в ней, увеличение удельной межфазной поверхности карбид-связка способствуют увеличению вязкости разрушения, усталостной прочности и работы деформации. Однако эти изменения в структуре спеченных твердых сплавов вызывают уменьшение твердости, предела прочности при сжатии, предела текучести, модуля упругости, что неприемлемо для некоторых условий работы изделий. Это противоречие может быть устранено путем создания в твердосплавном изделии градиентных структур [5].

Из приведенного анализа следует, что для подавления и торможения процессов зарождения, роста и самоорганизации дефектов необходимо принимать меры по увеличению энергопоглощаемости спеченных твердых сплавов, увеличению значений порогового и критического коэффициентов интенсивности напряжения. Этого можно достигнуть путем подавления полиморфного превращения  $Co_{ГЦК} \rightarrow Co_{ГПУ}$ , увеличения адгезии контактных и межфазных поверхностей, снижения напряжений в связующей фазе, а также формирования мезоструктур.

Перечисленные выше меры торможения процессов зарождения, роста и организации дефектов были реализованы на образцах, изготовленных из спеченных твердых сплавов BK6, BK6KC, а также из специально изготовленных твердых сплавов BK6KC-Ni, BK6KC-(Ni, Si), связку которых легировали никелем и кремнием. Образцы были получены по

традиционной технологии порошковой металлургии. Все образцы содержали (%мас.) 94 – WC и 6 – Co. По методикам, изложенным в [6], определили структуру исследованных образцов ( $d_{WC}$ ,  $L_{Co}$ ,  $S_v^{WC}$ ,  $S_v^{WC/Co}$ ), а также состав и свойства (микротвердость  $H_\mu$ , модуль упругости  $E$ ) кобальтовой фазы. Физико-механические свойства – коэрцитивная сила  $H_c$ , твердость  $H_v$ , вязкость разрушения  $K_{Ic}$ . Пределы прочности при изгибе  $\sigma_{изг}$  и сжатии  $\sigma_{сж}$  были определены по стандартным методикам. Измеряя предел прочности при сжатии, из диаграммы нагружения находили общую работу деформации  $A_{общ}$ , упругую  $A_{уп}$  и пластическую  $A_{пл}$ , ее составляющие, а также рассчитывали коэффициент энергопоглощаемости  $\lambda$  по формуле  $\lambda = A_{пл}/A_{уп}$  [2]. Усталостную трещиностойкость, а также значения коэффициентов  $K_{th}$  и  $K_{Ic}$  определяли по методике, изложенной в [7].

Структурные характеристики исследованных сплавов приведены в табл. 1, состав и свойства связующей фазы – в табл. 2.

Таблица 1

Структура твердых сплавов

Образец	$S_v^{WC}$ , мм <sup>2</sup> /мм <sup>3</sup>	$S_v^{WC/Co}$ , мм <sup>2</sup> /мм <sup>3</sup>	$d_{WC}$ , мкм	$L_{Co}$ , мкм
BK6	3030	970	1,9	0,41
BK6KC	2060	660	3,1	0,61
BK6KC-Ni	2040	660	3,1	0,61
BK6KC-(Ni, Si)	2090	670	3,0	0,60

Таблица 2

Состав и свойства Co-фазы

Образец	Химический состав Co-фазы*, %мас.				Свойства Co-фазы	
	W	Co	Ni	Si	$H_\mu$ , ГПа	$E$ , ГПа
BK6	10,4	89,6	—	—	5,8	264
BK6KC	10,5	89,5	—	—	5,8	265
BK6KC-Ni	10,2	70,8	19,0	—	3,9	260
BK6KC-(Ni, Si)	8,0	72,2	18,5	1,3	3,9	260

\* Приведен без учета растворенного углерода

Свойства спеченных сплавов приведены в табл. 3. Анализ приведенных данных показывает, что в образцах BK6KC по сравнению с BK6 наблюдается увеличение значений работы деформации  $A_{общ}$ , коэффициента  $\lambda$ , вязкости разрушения  $K_{Ic}$ , что вызвано утолщением прослоек кобальтовой фазы и снижением в них напряжений растяжения, о чем свидетельствует более низкая коэрцитивная сила образцов BK6KC. Сравнительный анализ физико-механических свойств образцов BK6 и BK6KC показывает, что одним из эффективных путей увеличения энергопоглощаемости спеченных твердых сплавов является снижение напряжений в кобальтовой фазе. Легирование никелем и кремнием образцов BK6KC-(Ni, Si) позволило достичь самых высоких значений работы деформации, коэффициентов  $\lambda$ ,  $K_{th}$  и  $K_{Ic}$ . Никель стабилизировал кубическую модификацию кобальта, которая имеет четыре плоскости легкого скольжения в системе <110> {111} и более успешно тормозит движение микротрещин по сравнению с его гексаго-



## Свойства спеченных твердых сплавов WC-Co

Образец	$H_c$ , кА/м	HV, ГПа	$K_{Ic}$ , МПа·м <sup>0,5</sup>	$\sigma_{изг}$ , ГПа	$\sigma_{сж}$ , ГПа	$A_{общ}$ , МДж/м <sup>3</sup>	$\lambda$	$K_{th}$ , МПа·м <sup>0,5</sup>	$K_{Ic}$ , МПа·м <sup>0,5</sup>
ВК6	14,2	15,0	13	1,8	5,0	69	1,0	6,9	10,6
ВК6КС	8,1	14,1	15	2,1	4,2	121	2,6	8,1	11,8
ВК6КС-Ni	8,2	14,0	16	2,1	4,2	130	3,0	8,8	12,3
ВК6КС-(Ni, Si)	8,2	14,1	16	2,1	4,2	135	3,2	9,1	12,6

нальной модификацией [8, 9]. Кремний способствует упрочнению межфазных границ.

Из кинетических диаграмм усталостной трещиностойкости (рис. 1) следует, что при значениях коэф-

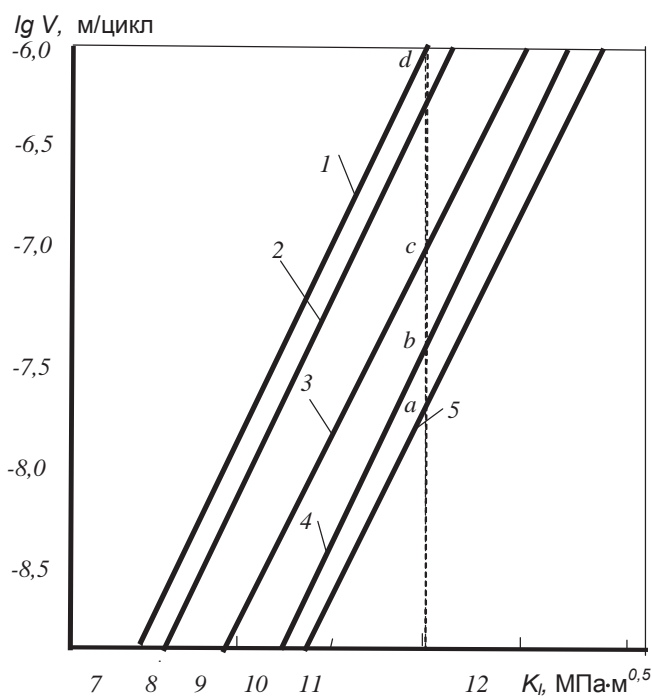


Рис. 1. Кинетические диаграммы усталостной трещиностойкости образцов: ВК6 (1), ВК6С (2), ВК6КС (3), ВК6КС-Ni (4), ВК6КС-(Ni, Si) (5)

фициента интенсивности напряжений 10,1 МПа·м<sup>0,5</sup> скорость роста микротрещин в образцах ВК6КС-(Ni, Si), ВК6КС-Ni, ВК6КС, ВК6 составила 10<sup>-7,7</sup>, 10<sup>-7,5</sup>, 10<sup>-7</sup>, 10<sup>-6</sup> м/цикл соответственно (рис. 1, точки a, b, c, d). Это означает, что, если принять за базу сравнения образец ВК6, то увеличение толщины прослоек связующей фазы в образце ВК6КС позволило уменьшить скорость движения трещины в 10 раз, а с учетом легирования связующей фазы никелем и кремнием в образце ВК6КС-(Ni, Si) – в 30 раз.

Таким образом, в период работы спеченное твердосплавное изделие активно взаимодействует с окружающей средой и может рассматриваться как открытая система. В это время в изделии на субмикро-, микро- и мезоуровнях возникают дефекты, которые по мере поглощения энергии организуются в пространственную структуру дефектов, которая ведет к деградации исходной структуры спеченного твердого сплава. Для торможения процессов зарождения, роста и самоорганизации дефектов необходимо создавать твердые сплавы с высокими значениями вязкости разрушения, работы деформации, коэффициента энергопоглощаемости и усталостной трещиностойкости. Такой комплекс физико-механических свойств достигается путем увеличения энергопоглощаемости связующей и карбидной фаз, снижения напряжений в связующей фазе, увеличения адгезии контактных и межфазных поверхностей.

### Установление структурных особенностей процесса износа прокатных валков при эксплуатации и разработка неразрушающих методов контроля структуры

Твердые сплавы начали использовать в качестве материалов для производства валков относительно недавно – с 80-х годов прошлого века. В литературе имеется крайне мало данных об особенностях процессов работы и износа таких валков и о взаимосвязи структурных параметров с механическими и служебными свойствами. Это связано не только со значительными экспериментальными трудностями при проведении таких исследований, но и с тем, что полученные данные могут составлять предмет «know-how» и являться объектом интеллектуальной собственности. В то же время, получение такой информации могло бы сократить время и затраты при налаживании производства валков в Украине и способствовать получению сплавов с повышенными служебными характеристиками и пониженной себестоимостью. Зависимости, установленные в процес-

се проведения исследований, могут быть полезными при разработке новых материалов, работающих в условиях механического, термического и коррозионного воздействия окружающей среды.

Для накопления первичной информации проведены исследования характера износа рабочих поверхностей валков изготовленных из твердых сплавов, составы которых приведены в табл. 4, а типоразмеры и назначение – в табл. 5. Поверхности износа исследовались методами оптической и растровой электронной микроскопии на изделиях, эксплуатирующихся в производственных условиях предприятий ЗАО «Макеевский металлургический завод» (ММЗ) и ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог» (АМКР).

Следует отметить, что часть составов твердых сплавов выпускали серийно до начала данной ра-

## Химический, гранулометрический составы и технология изготовления исследованных сплавов

Номер типа используемых материалов	Условное обозначение материала (по данным изготовителя)	Химический состав, %мас.					Средний размер зерна, мкм	Способ изготовления валька
		WC	Co	Ni	Cr	Cr <sub>2</sub> C <sub>3</sub>		
1	C15C	85	7	7	1		4-5	ГИП
2	C20C	80	9	9	2		4-5	ГИП
3	BK15	85	15				2-3	BC
4	BK20	80	20				2-3	BC
5	TC11	89	11				3-5	ГВП <sub>упр</sub>
6	TC14	86	14				3-5	ГВП <sub>упр</sub>
7	TC15M	85	7,5	7,5			1-2	ГВП
8	TC15	85	7,5	7,5			3-5	ГВП <sub>упр</sub>
9	TC20M	20	10	10			1-2	ГВП
10	TC20	80	10	10			3-5	ГВП <sub>упр</sub>
11	TC7/7/1	85	7	7		1	2-4	ГВП <sub>упр</sub>
12	TC9/9/1	80	9	9		1	2-4	ГВП <sub>упр</sub>
13	TC12/12/1	75	12	12		1	2-4	ГВП <sub>упр</sub>
14	TC12/12/1X	75	12	12	1		2-3	ГВП <sub>упр</sub>
15	BH20	80		20			3-5	ГВП <sub>упр</sub>

Примечание: ГИП – горячее изостатическое прессование; BC – вакуумное спекание; ГВП<sub>упр</sub> – управляемое горячее вакуумное прессование; ГВП – традиционное горячее вакуумное прессование

боты (№ 1-4), остальные разработаны в процессе проведения исследований с учетом полученных данных.

В процессе эксплуатации поверхность калибра подвергается комплексному нагружению, абразивному износу, коррозионному и термоциклическому воздействиям. К поверхности калибра прикладываются значительные контактные напряжения, имеющие пульсирующий характер, что приводит к развитию процессов механической усталости, контактного выкрашивания, локального пластического течения. Происходит также адгезионное взаимодействие материала валька и прокатываемого металла, приводящее к вырывам поверхностного слоя валька и налипанию металла на его поверхность [10, 11, 12].

На рис. 2 приведены типичные поверхности износа валков, изготовленных методом BC. Видно, что по мере возрастания скорости прокатки характер износа меняется. Вначале он имеет ярко выраженный термоусталостный характер, тогда как по мере возрастания скорости прокатки на поверхности калибров в

наиболее нагруженной части калибра становится все более явно выраженной зона, где наблюдается истирание рабочей поверхности и в 5-й клетки чистового блока скорость истирания становится сопоставимой со скоростью роста термоусталостных трещин и поверхность в центре калибра приобретает характерный металлический блеск.

В клетях ЧБ1 истирание поверхности становится преобладающим механизмом износа, однако вырожденная сетка разгара наблюдается и в этом случае (рис. 3). Показано, что укрупнение карбидной фазы положительно сказывается на работоспособности валков. Однако физическую природу зависимости типа износа от скорости прокатки ранее не исследовали и не изучали микромеханизм процесса повреждения поверхности. Поэтому в данной работе основное внимание уделено микромеханизму зарождения и развития трещин и взаимосвязи структурных характеристик с особенностями развития поврежденных поверхностей валков, изготовленных по различным технологическим схемам.

Таблица 5

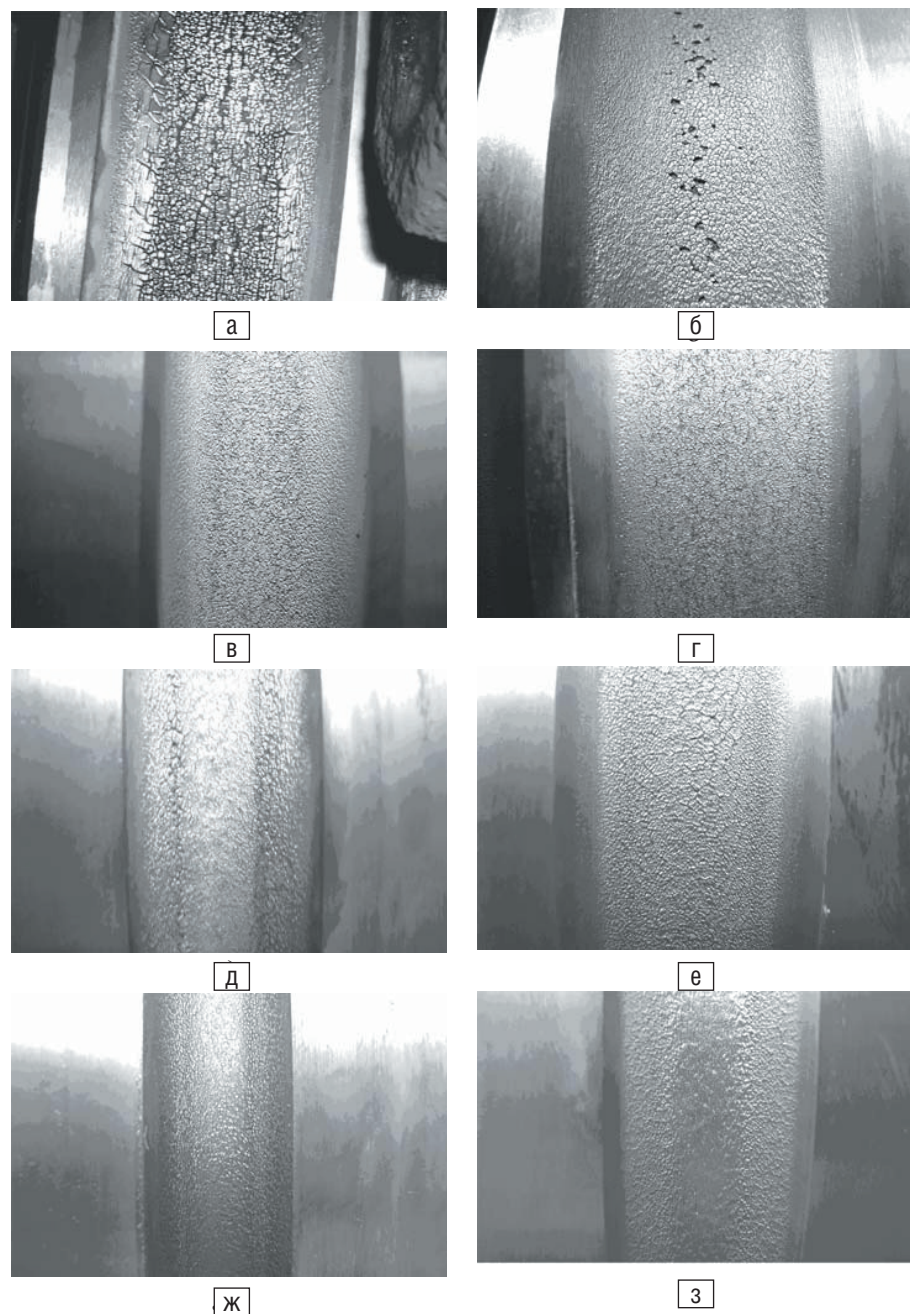
## Типоразмеры и условия эксплуатации исследованных валков

Обозначение	Размеры, мм			Условия эксплуатации	Типы используемых материалов (по табл. 4)
	наружный диаметр	внутренний диаметр	ширина		
A	170	92	62	ЧБ1	1, 3, 5, 6, 7, 8, 11
A1	170	92	58	ЧБ1	1, 3, 5, 6
B	215	120	72	ЧБ2	2, 4, 9, 10
C	215	120	80	ЧБ2	2, 4, 9, 10
D	215	120	85	ПЧБ	2, 4, 9, 10
E	330	180	100	ПЧБ	4, 10, 12, 14
F	185	120	80	ТА	15
G	290	220	150	BC	12, 13, 14

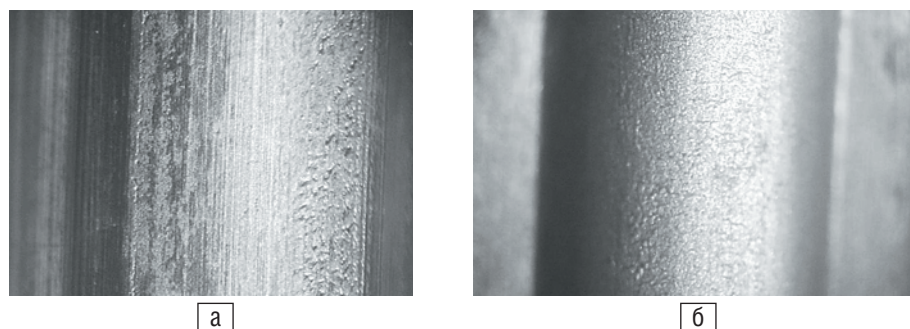
Примечание: ЧБ1 – последние 5 клетей чистового блока; ЧБ2 – первые 5 клетей чистового блока; ПЧБ – предчистовой блок (мини-блок); ТА – трайб-аппарат; BC – бандаж валька сортового стана

На первом этапе была оценена работоспособность валков, произведенных по различным технологиям. При проведении мониторинга их работоспособности установлено, что при ис-

пользовании схемы ГИП характер изменения износа в целом аналогичен выявленному на валках ВС, однако скорость роста и глубина проникновения термоусталостных трещин снижается. Это же явление наблюдается при использовании схемы ГВП<sub>упр</sub>. Однако использование традиционного варианта ГВП, позволяющего сформировать мелкозернистую карбидную фазу, резко изменяет характер развития сетки разгара, в которой начинают преобладать продольно растущие трещины, способные превращаться в кольцевые магистральные макротрещины, ведущие к разрушению валка в целом (рис. 4).



**Рис. 2.** Общий вид поверхности износа валков группы ПЧБ (а-е) и ЧБ2 (а-з) стана 150 ОАО АМКР клетей: № 15 (а), № 17 (б), № 18 (в), № 19 (г), № 20 (д), № 21 (е), № 22 (ж), № 24 (з)

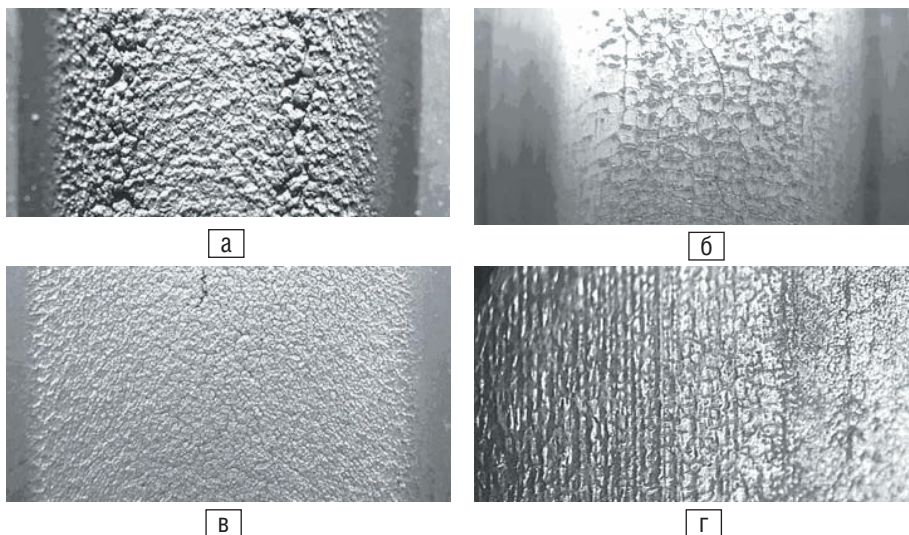


**Рис. 3.** Характер износа рабочих поверхностей калибров валков клетки № 27 (ЧБ1) стана 150 ЗАО «ММЗ»: с преобладанием истирания (а); со следами сохранившейся сетки разгара (б)

На рис. 5 показано состояние поверхности калибров разрушившихся валков чистовых групп ЧБ1 и ЧБ2. Видно, что для всех валков зарождение трещин, приводящих к разрушению, связано с сеткой разгара. При проведении фрактографических исследований установлено, что развитие сетки разгара сопровождается накоплением повреждений в поверхностном слое определенной глубины, которое приводит к появлению выкрашиваний на рабочей поверхности. Размер возникающих раковин составляет 0,1-1 мм (рис. 5, б, е). Далее они могут соединяться друг с другом, формируя макротрещину (рис. 5, а). Такие выкрашивания чаще наблюдаются на валках, у которых при проведении УЗК наблюдался повышенный уровень фона, то есть в структуре присутствовала пористость с размерами того же порядка, что и наблюдающиеся повреждения [10].

Если в валках с повышенным содержанием связки (20-25 %) материал сохраняет работоспособность при глубине проникновения трещины 0,5-1 мм (рис. 5, а), то в более хрупких сплавах с 11-15 % связки катастрофический рост трещины начинается после развития трещин термической усталости на глубину 0,2-0,3 мм (рис. 5, е-д). Из рисунка видно, что излом поверхностного слоя, пораженного трещинами термической усталости, отличается от излома тела валка то есть можно предположить, что наряду с повреждением поверхности по механизму термоусталости развиваются и процессы механической усталости. Обращает на





ванием сканирующего электронного микроскопа JSM-6490LV (JEOL, Japan) при увеличениях  $\times 50$ - $\times 5000$ , а также в режиме микроспектрального анализа. На рис. 6-10 приведены характерные картины изношенных поверхностей валков (обозначения – по табл. 4 и 5).

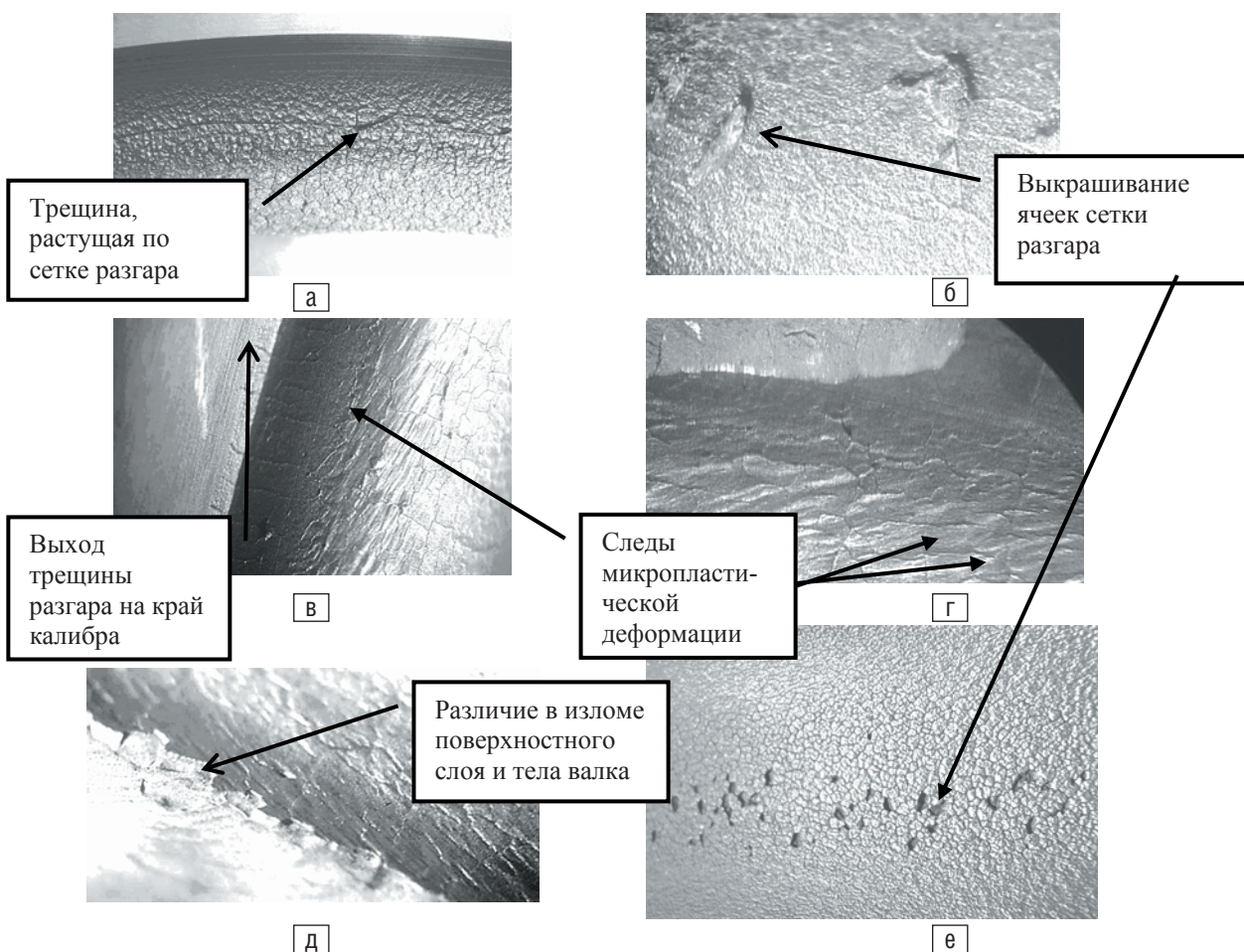
При малых увеличениях на поверхности калибра валка видны следы истирания (рис. 6, а), хотя при большем увеличении видна вырожденная сетка разгара (рис. 6, б). На микроуровне видно, что износ носит комбинированный характер: на карбидных частицах видны борозды истирания (рис. 6, в, г), в то же время по мере увеличения износа формируются участки, где карбидные частицы отсутствуют, а связующая фаза подвергается ускоренному истиранию (рис. 6, г).

**Рис. 4.** Характер сетки разгара на валках, изготовленных по различным технологиям,  $\times 4$ : ВС (а); ГИП (б); ГВП<sub>упр</sub> (в); ГВП (г)

себя внимание также наличие следов пластического течения на поверхности калибра (рис. 5, в, г).

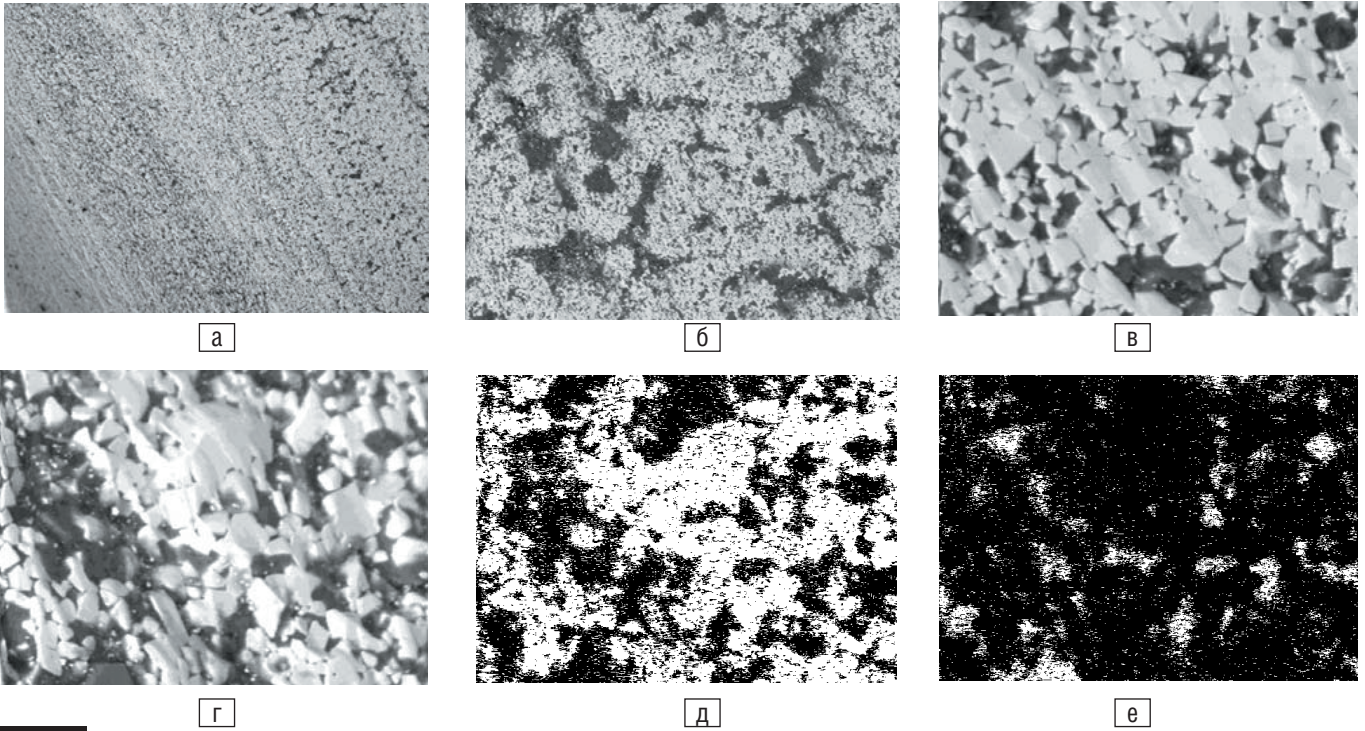
Для установления взаимосвязи особенностей микроструктуры материала с выявленными особенностями повреждения рабочей поверхности калибров проведены фрактографические исследования поверхностей калибров валков, произведенных по различным технологиям, которые выработали полный ресурс. Исследования проведены на образцах, вырезанных из промышленных валков, с использо-

При съемке в характеристическом излучении излучение элементов, входящих в связку (Co, Ni, Cr), практически не фиксируется, зато в участках, соответствующих зарождающимся повреждениям, наблюдается присутствие железа, что свидетельствует о протекании процессов адгезии материалов валка и прокатываемого металла в процессе эксплуа-



**Рис. 5.** Структурные особенности повреждения рабочей поверхности калибров валков ЧБ2 (а, е) и валков ЧБ1 (б-д)





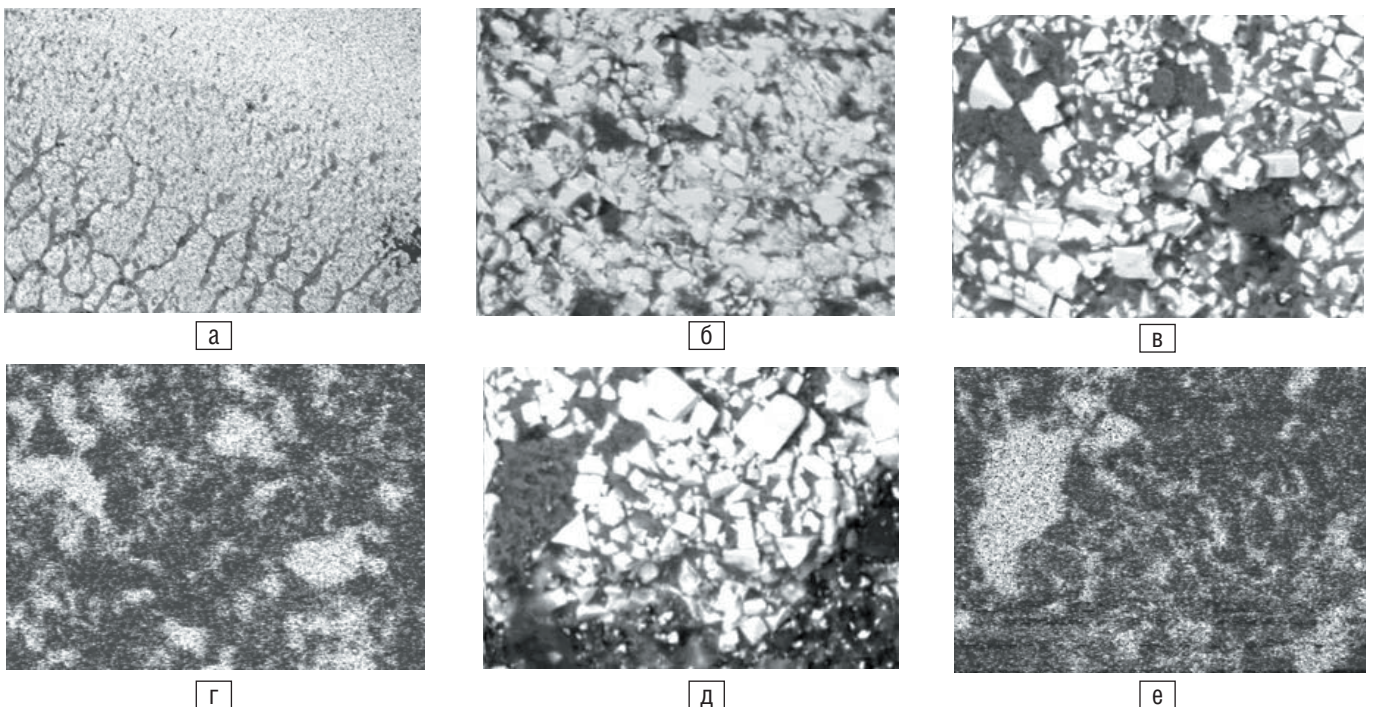
**Рис. 6.** Вид поверхности калибра валка типоразмер А, материал № 1: 50 (а); x200 (б); x2000 (в, г); x2000 – излучение вольфрама (д); x2000 – излучение железа (е). Масштаб воспроизведения – x1/5

тации. Необходимо обратить внимание на то, что чем крупнее карбиды, тем прочнее они удерживаются в материале и выше выступают над поверхностью.

Сравнивая рис. 6, б, в и д, можно предполагать, что в данном случае местами зарождения повреждений служат участки связки и места, где находились мелкие карбиды, которые могут вырываться при адгезионном взаимодействии [12, 13].

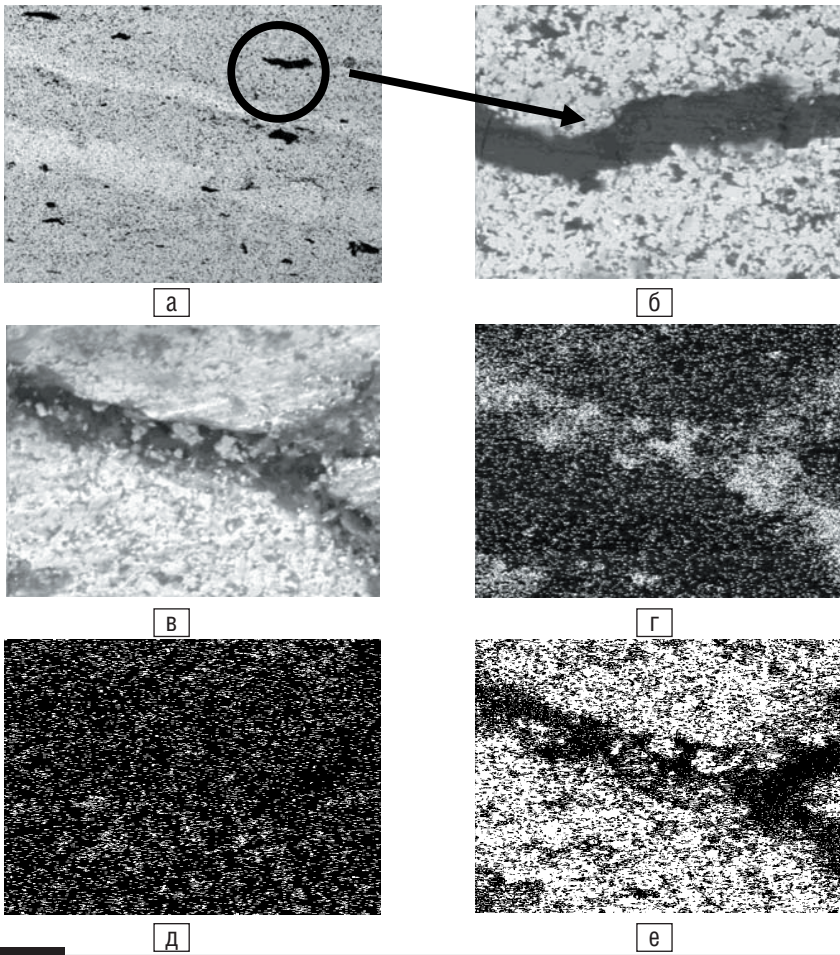
Валки типоразмера В, материал № 2, работающие в клетях группы ЧБ2, изнашиваются по механизму термической усталости. На карбидных части-

цах практически нет следов истирания, однако видно, что возникающая разгарная сетка растет по механизму зарождения и слияния очагов повреждения, как в предыдущем случае (рис. 7, б, в, д). Видно также, что процессы адгезии протекают гораздо интенсивнее, что может быть связано с повышенными давлениями в очагах деформации и увеличенным временем контакта горячего металла с поверхностью валка. В целом же можно считать, что механизм зарождения и развития повреждений остается аналогичным описанному ранее. Различие же связано в соотношении скоростей процессов истирания и адгезионно-



**Рис. 7.** Вид поверхности калибра валка типоразмер В, материал № 2: x50 (а); x2000 (б, в, д); x2000 – излучение железа (г, е). Масштаб воспроизведения – x1/5



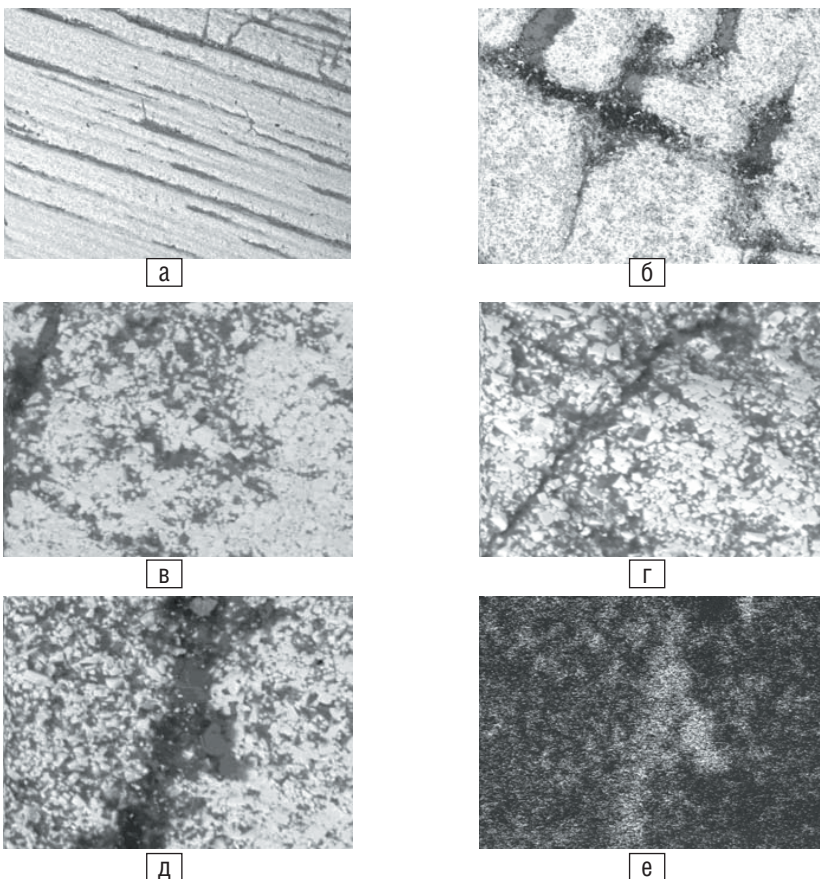


**Рис. 8.** Вид поверхности калибра валка типоразмер А, материал № 7: х50 (а); х2000 (б, в); х2000 – излучение железа (г); х2000 – излучение кобальта (д); х2000 – излучение вольфрама (е). Масштаб воспроизведения – х1/5

абразивного повреждения ослабленных участков структуры.

В случае износа валков, полученных методом ГВП, отличительной особенностью которых является мелкий размер карбидной фазы (порядка 1 мкм), механизм повреждения поверхности изменяется.

Как видно из рис. 8, а, основным видом повреждения поверхности является истирание, однако зарождение повреждений происходит в виде локализованных трещин достаточно большого размера. Ширина трещины значительно превосходит размер зерна карбидной фазы и она развивается как магистральная трещина большой глубины (рис. 8, б, в). Поверхность истирания относительно плоская и не наблюдается выступания отдельных карбидов над поверхностью, что позволяет зафиксировать характеристическое излучение не только вольфрама (рис. 8, е) но и кобальта (рис. 8, д). Адгезия прокатываемого материала здесь наблюдается только в области трещины (рис. 8, в), что может быть вторичным эффектом, возникающим после формирования трещины.



**Рис. 9.** Вид поверхности калибра валка типоразмер В, материал № 8: х50 (а); х200 (б); х2000 (в, г, д); х2000 – излучение железа (е, е). Масштаб воспроизведения – х1/5

На поверхности калибров валков, работавших в клетях ЧГ2, наблюдается развитие ранее выявленных тенденций.

В связи с большей термической нагрузкой повреждение поверхности происходит по механизму термической усталости: трещины, как и в предыдущем случае, развиваются как прямолинейные магистральные (рис. 9, а), их развитие характерно для хрупких трещин (рис. 9, б, в). Однако, в отличие от рис. 8, адгезионные явления выражены сильнее (рис. 9, е) и можно выделить участки, где, аналогично рис. 7, наблюдаются вырывы карбидных частиц (рис. 9, в) и края трещины (рис. 9, д). Однако эти явления не определяют основной механизм повреждения поверхности.

Полученные данные позволяют сделать вывод, что существует определенный критический размер зерна карбидной фазы, при переходе через который меняется тип зарождения и роста повреждений поверхности калибра [12, 13]. Подтверждением могут служить



результаты исследования поверхности калибров валков, полученных методом ВС (типоразмер А, материал № 3). Размер зерна карбидной фазы являлся промежуточным по сравнению с ранее рассмотренным.

Для материала поверхности калибра (рис. 10) характерно наличие участков, на которых реализуется механизм возникновения и слияния повреждений (рис. 10, а, б) и участков, на которых формируются трещины (рис. 10, в). Однако их края имеют непрямолинейную форму по сравнению, например, с рис. 8 и 9, и направление роста значительно отличается от прямолинейного продвижения. Промежуточный характер имеет и картина адгезии частиц железа (рис. 10, г).

Связка твердого сплава является пластичной фазой, однако ранее показано, что слишком тонкие прослойки могут не оказывать влияния на процессы рассеивания и поглощения энергии упругих колебаний. В работе [11] проведена оценка количественных параметров структуры твердых сплавов и показано, что средний размер прослойки связки при содержании карбидной фазы более 75 %мас. меньше, чем средний размер зерна, поэтому при среднем размере карбидной фазы 1-2 мкм в сплавах № 7, 8 средняя толщина прослойки будет менее 1 мкм. Из анализа поверхностей разрушения видно, что такие прослойки в исследованных сплавах не могут эффективно тормозить растущую трещину [10].

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что повреждение поверхности калибров валков из твердых сплавов с карбидными частицами размером более 4-5 мкм происходит по механизму истирания и выкрашивания карбидных частиц. Развитие сетки разгара происходит путем возникновения очагов ускоренного истирания связки и выкрашивания более мелких частиц с последующим ростом этих участков и объединением их в

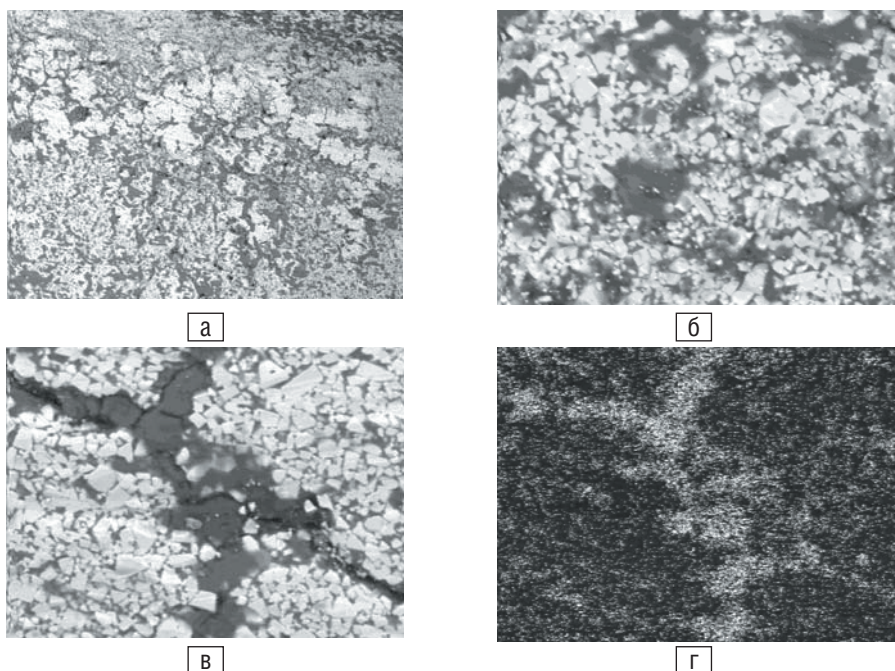
замкнутую разгарную сетку. С увеличением содержания связующей фазы и амплитуды колебаний температуры при термоциклах этот процесс ускоряется. Выкрашивание карбидов активизируется вследствие адгезионного взаимодействия с прокатываемым металлом. Работоспособность материала во многом определяется однородностью структуры, отсутствием значительной разнородности карбидной фазы, крупных скоплений связки и крупных пор [14].

В сплавах с зерном менее 1-2 мкм возникшие участки первичного повреждения индуцируют рост трещин по механизму хрупкого разрушения. Ширина трещины быстро становится значительно больше типичного размера частиц карбида и участков связки и они не могут играть роль эффективного тормоза трещины. Роль адгезионных процессов в развитии повреждения поверхности становится второстепенной. Работоспособность материала определяется в этом случае сопротивлением материала распространению хрупкой трещины. Увеличение содержания связующей фазы приводит к росту размера прослоек фазы, снижает вероятность зарождения и повышает вероятность торможения растущей трещины. Поэтому оптимальное соотношение между карбидной и связующей фазами для определенных условий эксплуатации будет зависеть от размера карбидной фазы и с измельчением карбидов доля связки должна увеличиваться [12, 14, 15].

С учетом установленного влияния механизмов повреждения поверхности (механический и термический) и положений об аддитивном вкладе энергетических воздействий различной природы в процесс истощения ресурса материала, далее выполнена количественная оценка вклада истирания и термического воздействия в формирование типа повреждения поверхности калибра [16].

В процессе пластической деформации прокатываемого металла в калибре обмен энергией происходит через поверхность соприкосновения деформируемого металла с калибром – истинную площадь контакта металла с валком. Природа процессов обмена энергией в очаге деформации очень сложна. Протекают процессы теплообмена, на поверхности раздела совершается работа силами трения, энергия затрачивается на пластическую деформацию металла и упругую деформацию валка и деталей привода. Детальный анализ всех этих процессов достаточно сложен.

Можно предложить обобщенный вариант оценки процессов обмена энергией в очаге деформации. С точки зрения энергетического баланса, энергия в очаг деформации привносится из двух основных источников: тепла горячего деформируемого металла и механической



**Рис. 10.** Вид поверхности калибра валка типоразмер А, материал № 3: х50 (а); х2000 (б, в); х2000 – излучение железа (г). Масштаб воспроизведения – х1/5



мощности, приложенной к приводному валу клетки. В процессе пластической деформации протекает частичное превращение механической энергии в тепловую, приводящую к разогреву деформируемого металла и поверхности вала. Однако для упрощения дальнейших расчетов будем считать, что количество тепла, передаваемое валку вследствие контакта с горячим металлом, существенно больше, чем дополнительный разогрев вследствие рассеяния механической энергии. Пока же будем считать, что в процессе пластической деформации металла в калибре протекают следующие независимые процессы:

- повышение теплосодержания материала калибра вследствие контакта с горячим металлом;
- передача механической работы, совершаемой приводным валом, через контактную поверхность в очаге деформации.

Плотность потока энергии  $E_{\text{сум}}$ , проходящей через контактную поверхность  $S_k$  металла с валком, очевидно, будет равна сумме плотностей потоков тепловой энергии  $q$  и механической энергии, приходящейся на единицу поверхности

$$E_{\text{сум}} = q + N / S_k \quad (1)$$

Обозначим энергию, приходящуюся на единицу поверхности, как  $N_{\text{уд}}$ . Очевидно, что с изменением скорости прокатки меняется время контакта поверхности вала с горячим металлом, а также изменяется мощность на приводном валу. Поэтому используем в качестве энергетического критерия условий работы материала вала в каждом конкретном калибре соотношение

$$K_{\text{энерг}} = N_{\text{уд}} / q \quad (2)$$

Для оценки количественного значения параметра  $K_{\text{энерг}}$  необходимо определить соответствующие значения  $q$  и  $N_{\text{уд}}$ .

Величина  $q$  определена расчетно-экспериментальным методом. Для определения механической

мощности  $N_{\text{уд}}$ , передаваемой через поверхность контакта металла с валком, использовали результаты моделирования работы чистового блока стана 150 ОАО «ММЗ» при прокатке профиля  $\varnothing 5,5$  мм\*. Модель позволяет получить силовые, геометрические и кинетические параметры процесса прокатки, исходя из которых можно определить протяженность и площадь очага деформации, время контакта металла с валком, крутящего момента на приводных валах.

Протяженность очага деформации и площадь проекции поверхности соприкосновения металла с валком определяли по расчетной методике. В табл. 6 приведены результаты расчета для нечетных клетей (с калибрами круглой формы).

Сопоставив значения  $K_{\text{энерг}}$  с морфологией поверхности изношенного калибра, можно отметить, что следы преобладания механического износа над термическим видны, начиная с клетки № 24, которая по условиям работы является аналогом клетки № 23 стана 150 ОАО «ММЗ». Таким образом, можно считать, что граничное значение критерия  $K_{\text{энерг}}$ , начиная с которого фиксируется преобладание истирания, лежит в пределах 8-9, так как этот вид повреждения поверхности фиксируется в клетях, для которых  $K_{\text{энерг}}$  превышает это значение.

Необходимо отметить, что при вычислении абсолютного значения критерия использовали значения мощности на приводном валу двигателя без учета механических потерь в механизмах, а для упрощения вычислений определяли не истинную контактную поверхность, а ее проекцию на плоскость прокатки. Однако, учитывая геометрическое подобие очагов деформации в валках с калибрами одного типа, такое допущение влияет только на абсолютную величину  $K_{\text{энерг}}$ , но не приводит к изменению соотношения критериев для различных клетей.

Таким образом, показатель  $K_{\text{энерг}}$  вычисляется на основе физических характеристик процесса деформации, таких как температура, величина обжатия,

Таблица 6

Результаты расчетного определения величины тепловой и механической энергий, приходящихся на 1 мм<sup>2</sup> площади калибра

Параметры	Численные значения параметров по клетям				
	19	21	23	25	27
Длина очага деформации, мм	43,3	32,7	30,2	26,1	24,9
Площадь проекции поверхности контакта, мм <sup>2</sup>	392	274	193	132	107
Время контакта, мс	2,98	1,46	0,85	0,47	0,29
Механическая мощность на приводном валу, кВт	227	183	164	130	145
Удельная механическая энергия, Дж/мм <sup>2</sup>	1,71	0,98	1,0	0,48	0,39
Удельная тепловая энергия, Дж/мм <sup>2</sup>	0,29	0,14	0,082	0,046	0,027
Коэффициент условий работы $K_{\text{энерг}}$	5,9	7,0	12,2	10,4	14,4

\* Математическая модель разработана В. С. Солодом с сотрудниками НПО «Доникс»

## Разработка методов контроля качества изделий и системы управления качеством производства на основе развития теории процессов диссипации энергии в твердых сплавах

**Д**ля получения структур твердых сплавов с повышенными характеристиками необходимо было решить задачу количественного определения топологических характеристик структуры и их взаимосвязи с процессами диссипации энергии.

Твердые сплавы являются материалами с ярко выраженной гетерогенностью структуры. Основным отличием процессов поглощения энергии в гетерогенных материалах является то, что оно происходит в неоднородной по физико-механическим характеристикам среде. Развитию процессов износа и разрушения материалов на макроуровне предшествуют процессы поглощения и накопления энергии внешних воздействий на микроструктурном уровне.

В каждом локальном акте взаимодействия упругой волны с неоднородностью среды будет происходить перераспределение плотности энергии между фазами с различными физико-механическими характеристиками. Механизм такого явления достаточно сложен, однако его основные закономерности могут быть рассмотрены с использованием понятия «акустического сопротивления» материала  $Z$ , которое может быть определено как

$$Z = \rho C, \quad (3)$$

где  $\rho$  – плотность материала,  $C$  – скорость распространения упругих колебаний.

Для случая продольных упругих волн скорость распространения колебаний может быть определена как

$$C_l = \sqrt{\frac{E(1-\nu)}{\rho(1+\nu)(1-2\nu)}},$$

где  $\nu$  – коэффициент Пуассона;  $E$  – модуль упругости.

С учетом этого, выражение (3) может быть записано таким образом:

$$Z = \sqrt{\frac{E(1-\nu)\rho}{(1+\nu)(1-2\nu)}} = K_1 \sqrt{E\rho}. \quad (4)$$

Учитывая, что для большинства металлов значение  $\nu$  близко к 0,3, получим  $Z \approx 1,15\sqrt{E\rho}$ .

Таким образом, модуль упругости и плотность фазы являются основными характеристиками, определяющими особенности распространения упругих волн.

Твердые сплавы представляют собой материалы с каркасной морфологией карбидной фазы, то есть частицы соприкасаются друг с другом, а промежутки между ними заполнены связующей фазой. Поэтому процессы диссипации энергии протекают как в самих структурных элементах (зерна карбида и участки связки), так и на их границах.

Известно, что чем больше разница акустических сопротивлений, тем больше доля отраженной энергии  $W_{отр1}$  и меньше доля прошедшей. При этом соотношение величин прошедшей и отраженной энергий не зависит от того, переходит ли волна из

среды с малым сопротивлением в среду с большим сопротивлением, или наоборот. Потоки отраженной энергии также будут взаимодействовать с границей раздела аналогичным образом. И чем больше разница величин  $Z$ , тем меньшая часть потока энергии будет проходить через границу при первичном прохождении волны, но тем большая часть введенной в объем материала энергии будет передаваться далее вследствие процессов прохождения и отражения волн второго и более высоких порядков. Исходя из закона сохранения энергии при отсутствии процессов превращения и рассеяния энергии, плотность потока энергии остается неизменной независимо от числа пересекаемых потоком структурных элементов.

Однако предположение об отсутствии потерь энергии при процессах отражения и прохождения противоречит закону сохранения энергии. Введем предположение, что энергия механических колебаний  $E_{мех}$  поглощается при распространении упругих волн и при их взаимодействии с границами раздела структурных элементов. Очевидно, что отражение на каждой из границ раздела приводит к уменьшению величины проходящего потока энергии. При этом часть энергии будет рассеиваться по механизмам, связанным с процессами на границе (коэффициент потерь на границе структурных элементов  $q_1$  и  $q_2$ ), а часть – по механизмам внутреннего трения в материале каждого структурного элемента с соответствующими коэффициентами внутреннего трения  $Q^{-1}$ . При постоянном общем размере  $L$  объема материала с объемной долей составляющих  $V_1$  и  $V_2$  и характеристическими размерами структурных элементов  $l_1$  и  $l_2$  соответственно, величина поглощаемой энергии пропорциональна следующему соотношению:

$$E_{погл} \approx E_{мех} [V_1 Q_1^{-1} + q_1 L/l_1 + (1-V_1) Q_2^{-1} + q_2 L/l_2] \quad (5)$$

Уменьшение размера структурных элементов приводит к увеличению их числа, что при неизменном размере изделия в целом интенсифицирует процесс поглощения и затухания энергии. Это повышает вероятность развития процессов разрушения, так как растет внутренняя энергия объема материала.

Таким образом, повышение дисперсности структуры не всегда благоприятно с точки зрения процессов диссипации энергии. Особенно неблагоприятно в этом отношении формирование тонких прослоек, так как доля энергии, рассеиваемой в них, зависит от потерь в объеме материала по механизмам внутреннего трения и величины коэффициента потерь при отражении на границах, а плотность рассеиваемой в структурном элементе энергии возрастает пропорционально уменьшению его размера.

Предлагаемый подход показывает также, что реакция гетерогенного материала на возникновение в нем волн механических колебаний зависит не только от механических характеристик (упругих и прочност-

ных характеристик материалов слоев), но также и от величины физических характеристик – плотности и скорости распространения механических колебаний [10].

Как показано выше, процесс рассеяния потока энергии при переходе упругой волны из слоя с акустическим сопротивлением  $Z_1$  в слой с сопротивлением  $Z_2$  не зависит от того, происходит ли переход из среды с большим сопротивлением в среду с меньшим, или наоборот. В то же время, распределение упругих напряжений в контактирующих структурных элементах зависит от направления перехода. Коэффициент прохождения волны по давлению (упругим напряжениям) определяется из соотношения

$$D = \frac{2Z_2}{Z_1 + Z_2}. \quad (6)$$

Очевидно, что материалы с большим акустическим сопротивлением работают в более жестких условиях, так как ранее было показано, что возрастание амплитуды напряжений повышает вероятность активации различных механизмов разрушения. С этой точки зрения, в гетерогенных структурах составляющая с большей величиной  $Z$  работает в более напряженных условиях. Однако для активации процессов разрушения важна не абсолютная величина напряжений, а их отношение к допустимому граничному значению (временному сопротивлению или пределу текучести). Поэтому для оценки нагруженности материала в гетерогенной структуре предлагается учитывать это отношение с помощью критерия

$$K = \frac{2Z_2}{Z_1 + Z_2} \frac{\sigma_{эфф}}{\sigma_{пред}}, \quad (7)$$

где  $\sigma_{эфф}$  – среднее значение напряжений, возникающих при упругих колебаниях;  $\sigma_{пред}$  – предельно допустимое значение напряжений (временное сопротивление или предел текучести).

Из (7) следует, что чем меньше значение  $K$ , тем менее нагружен материал структурного элемента. Однако, для определения величины критерия необходимо знать величины акустических сопротивлений обоих материалов. Из анализа (7) следует, что предельное значение величины  $D$  (см. (6)) стремится к 2. Поэтому выражение (7) в пределе сводится к следующему:

$$K = \frac{2 \sigma_{эфф}}{\sigma_{пред}}.$$

Следовательно, при выполнении условия  $\sigma_{эфф} \leq \sigma_{пред} / 2$  материал работает в благоприятных условиях. Таким образом установлено, что уменьшение размеров структурных элементов и возрастание различия в их геометрических и механических характеристиках облегчают процесс развития трещины. При уменьшении размера демпфирующая способность даже пластичных структурных элементов снижается, чем облегчается развитие магистральной трещины. Поэтому для проведения работ по совершенствованию структуры твердых сплавов были развиты методики определения количественных характеристик структуры твердых сплавов [10, 17].

Для ускорения процедуры анализа широко используют автоматические компьютеризированные анализаторы, однако точность процедуры автоматического анализа во многом зависит от качества подготовки изображения и степени достижимого контраста структурных элементов. Поскольку разделение структурных элементов осуществляют на основании анализа их оптического контраста, многие структуры по своей природе не допускают однозначного разделения. Использование сложных процедур распознавания образов требует разработки специальных программных средств и не всегда гарантирует получение воспроизводимого результата. Поэтому более перспективным является разработка полуавтоматических процедур, в которых задачу распознавания образа решает оператор, а все рутинные количественные измерения осуществляются программным путем.

Для разработки такой процедуры нами использована прикладная программа *Image Tool*. Главной ее особенностью является наличие встроенного языка программирования *SCRIPT*, который позволяет самостоятельно разрабатывать и включать в систему программные модули, предназначенные для решения конкретных задач.

В данном случае в основу программного модуля положен алгоритм, использовавшийся в полуавтоматических линейных анализаторах структуры [17]. Блок-схема алгоритма приведена на рис. 11. Для анализа используются электронные изображения структур, которые могут быть получены методом цифрового фотографирования или сканирования и перевода в электронную форму обычных изображений. Размер области изображения в пикселях, исследуемой в одном цикле измерений, определяется разрешающей способностью монитора, размером рабочего окна программы и удобством визуального наблюдения за ходом анализа.

Сущность работы программы состоит в анализе принадлежности каждого пикселя изображения вдоль определенной линии измерения той или иной фазе. Анализируемая точка изображения последовательно визуализируется непосредственно на дисплее, последовательность визуализируемых точек образует линию контрастного цвета. Оператор принимает решение о принадлежности точки к одной из фаз и управляет соответствующими клавишами клавиатуры. Скорость анализа и визуализации пикселей задается программно в зависимости от опыта оператора, типа структуры и быстродействия компьютера.

С использованием программы могут быть определены характеристики:

Доля фаз

$$Da = \text{SumA}/(\text{SumA} + \text{SumB});$$

$$Db = \text{SumB}/(\text{SumA} + \text{SumB}).$$

Средний размер участков фаз

$$La = \text{SumA} \cdot \text{scale}/\text{NumA};$$

$$Lb = \text{SumB} \cdot \text{scale}/\text{NumA}.$$

Связность частиц одной из фаз

$$SvA = 2 \cdot \text{Naa}/(\text{Nab} + 2 \cdot \text{Naa}).$$



Кроме того, программа позволяет сохранить и распечатать таблицы всех измеренных хорд пересеченных участков фаз для дальнейшего анализа. Копия экранной формы с рабочим моментом использования программы приведена на рис. 12.

Разработанная программа позволяет оценить такую топологическую характеристику структуры как смежность. Физический смысл этой величины – доля общей контактной поверхности частиц одноименной фазы по отношению ко всей контактной поверхнос-

ти частиц данной фазы. Однако известно, что она не является топологической инвариантной, то есть ее значение зависит от формы частиц и их взаимного расположения. Очевидно, что и каркасная структура, и структура матричного типа в случае формирования скоплений (конгломератов) могут иметь одинаковые значения смежности [10]. Формирование типа пространственной структуры зависит от морфологии участков фаз. Поэтому для получения корректной оценки пространственной структуры

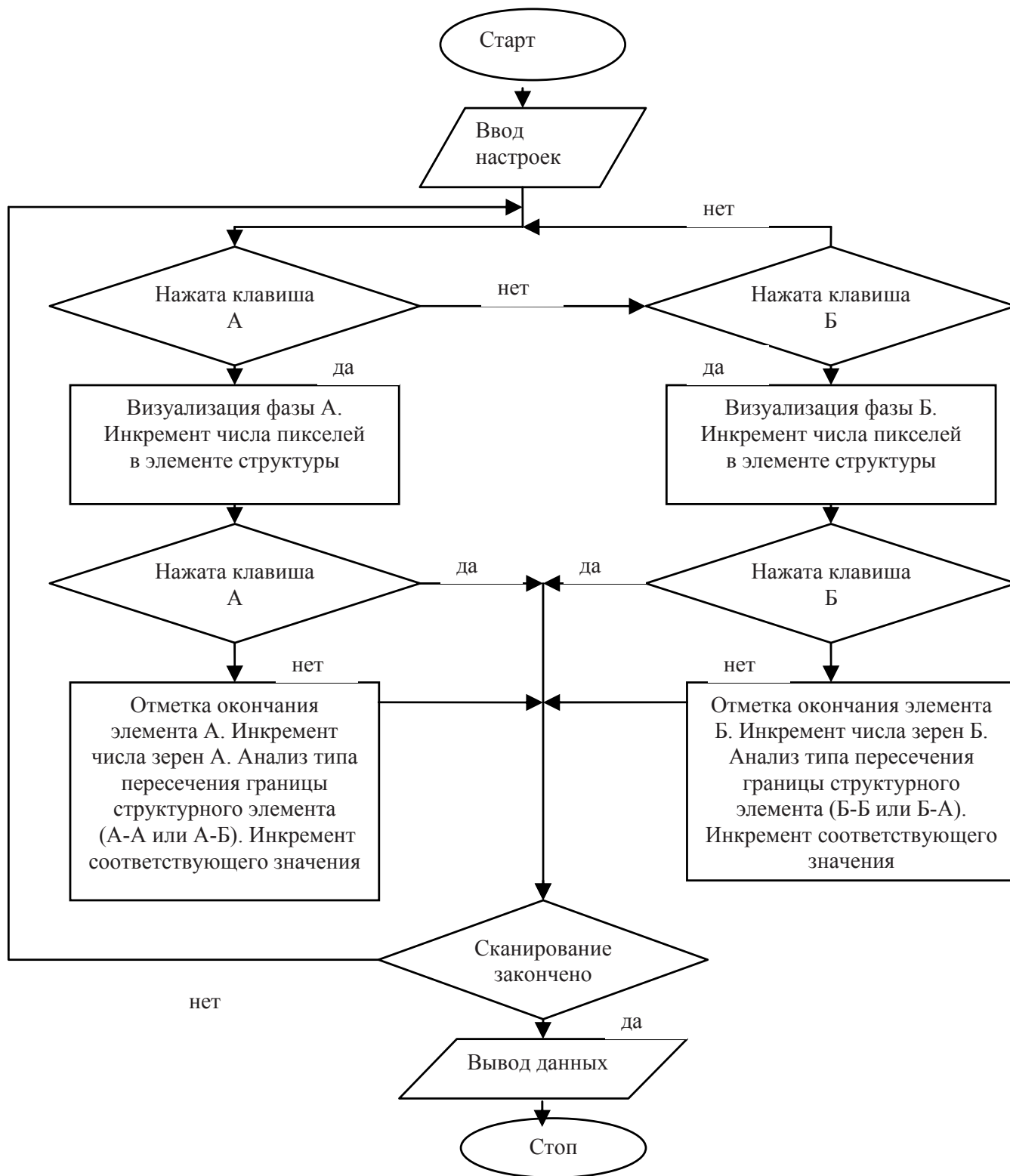
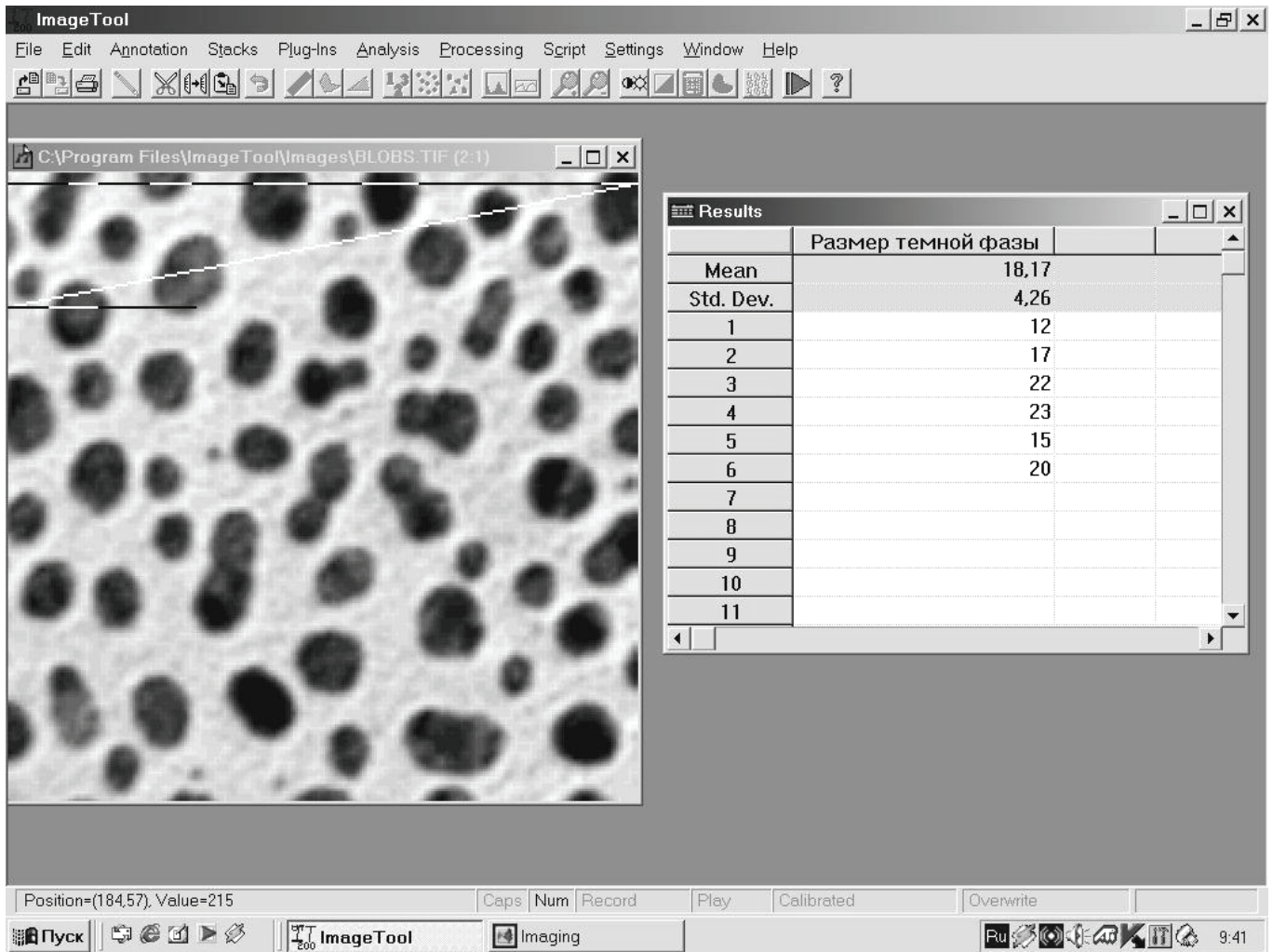


Рис. 11. Блок-схема алгоритма программы полуавтоматического анализа



**Рис. 12.** Экранная форма работающей программы для полуавтоматического количественного измерения элементов структуры

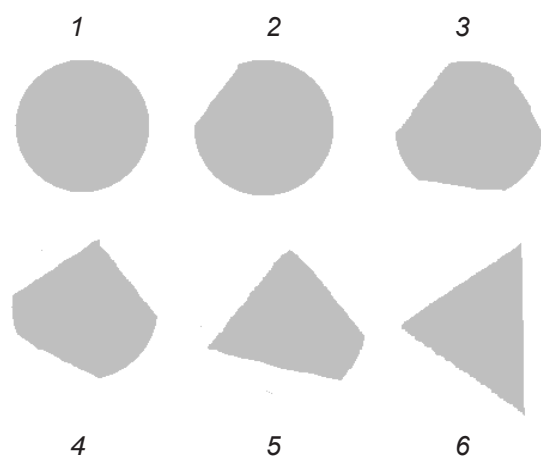
материала необходима разработка методик количественной оценки двух характеристик пространственной структуры:

- определение количественных характеристик формы частиц;
- определение количественных характеристик их пространственного расположения.

Большое практическое значение имеет решение задачи о количественной оценке изменения формы частицы в процессе перекристаллизации. Это явление является определяющим в формировании структуры, например, в ходе жидкофазного спекания твердых сплавов. Начальная форма карбидных частиц близка к сферической. В процессе частичного растворения и последующего выделения растворенного карбида форма частицы становится близкой к многограннику. В плоских сечениях на металлографических шлифах это выглядит как переход от форм, близких к кругу, к фигурам типа треугольников, трапеций, прямоугольников. В промежуточных стадиях процесса частица характеризуется одновременным наличием совершенных плоских граней и остатков исходных участков криволинейных поверхностей. Плоское сечение такой частицы будет ограничено отрезками прямых и дугами. Схема процесса приведена на рис. 13.

Количественные характеристики формы частиц,

определенные с использованием программы *Image Tool*, приведены в табл. 7, из которой видно, что в пределах развития частицы одной морфологии завышенности общепринятые характеристики формы отражают изменение формы частицы, однако для адекватной оценки степени завершения перекристаллизации нужны характеристики, отражающие степень развития этого процесса независимо от морфологии частицы.



**Рис. 13.** Модель различных стадий процесса перекристаллизации

## Количественные характеристики фигур, моделирующих различные стадии процесса перекристаллизации

Условный номер стадии превращения	Количественные характеристики фигур				
	большая ось	меньшая ось	удлинение	округлость	компактность
1	116,73	111,63	1,05	0,88	0,98
2	119,55	112,27	1,06	0,84	0,97
3	122,2	111,16	1,1	0,78	0,94
4	121,81	110,63	1,1	0,73	0,89
5	130,46	106,38	1,23	0,61	0,79
6	151,03	101,02	1,5	0,48	0,66

Будем считать, что контур частицы в общем случае может быть образован границами двух типов – отрезками прямых (назовем их гранями) и дугами кривых (назовем их сторонами). В полностью перекристаллизованной частице грани пересекаются под определенными углами и число вершин таких углов равно числу граней. В качестве характеристики степени разделения можно предложить два варианта показателей:

$$\Pi_{\Gamma} = \Gamma / (\Gamma + C); \quad (8)$$

$$\Pi_{\text{В}} = \text{В} / (\Gamma + C), \quad (9)$$

где  $\Gamma$  – число граней в контуре частицы;  $C$  – число сторон;  $\text{В}$  – число вершин углов.

Показатели, рассчитанные по соотношениям (8) и (9) для фигур, приведенных на рис.13, показаны в табл. 8.

Таблица 8

## Количественные характеристики степени перекристаллизации частиц различной формы

Тип изменения формы	Показатель	Номер стадии превращения (см. табл. 7)					
		1	2	3	4	5	6
Круг – треугольник	ПГ	0	0,5	0,5	0,6	0,75	1
	ПВ	0	0	0	0,2	0,5	1

Как видно из приведенных данных, оба показателя формально пригодны для описания процесса перекристаллизации, так как независимо от формы частицы коэффициент для округлой частицы равен 0, а для полностью ограненной – 1. Однако показатель  $\Pi_{\Gamma}$  более чувствителен к начальным стадиям процесса, когда только начинается формирование граней, в то время как  $\Pi_{\text{В}}$  лучше отражает степень завершенности процесса, когда формирующиеся грани пересекаются (это соответствует формированию ребер в трехмерных телах). Однако независимо от того, каким из соотношений пользоваться, для объективной оценки степени перекристаллизации в целом методика должна позволять оценивать удельный вклад частиц с различной степенью перекристаллизации в общую характеристику структуры. Для плоского сечения этот вклад пропорционален удельной площади, занимаемой частицей. Таким образом, суммарный коэффициент перекристаллизации  $\Pi$  должен определяться соотношением

$$\Pi = \frac{\sum_{i=1}^n \Pi_i S_i}{\sum_{i=1}^n S_i}, \quad (10)$$

где  $\Pi_i$  и  $S_i$  – степень перекристаллизации и площадь  $i$ -й частицы, а общее число частиц в оцениваемом фрагменте структуры равно  $n$ .

Для практического определения величины  $\Pi$  может быть использован как точечный, так и линейный анализ. При использовании методики точечного анализа на исследуемый участок изображения накладывается сетка, содержащая  $N$  пересечений. Шаг между узлами сетки должен быть значительно меньше среднего размера частиц. Если структура не является однофазной, то для дальнейшего анализа прежде всего необходимо определить общее число пересечений  $n$ , попадающих на анализируемые частицы. Затем каждому пересечению сетки, попавшей на частицу, ставится в соответствие соответствующее значение параметра  $\Pi_i$ . Тогда соотношение (10) можно записать как

$$\Pi = \frac{\sum_{i=1}^n \Pi_i}{n}. \quad (11)$$

Предлагаемая методика может быть реализована как методом непосредственной оценки структуры под микроскопом, так и путем обработки фотографий структуры или их электронных изображений. Однако в любом случае, реализация методики требует выполнения большого числа рутинных действий вручную.

Необходимо отметить, что исходная величина параметра  $\Pi_i$  является формальной характеристикой, не имеющей четкого физического аналога и характеризует процесс перекристаллизации условной, дискретно меняющейся оценкой. Из формул (8) и (9) следует, что значение  $\Pi_i$  всегда равно  $a/b$ , где  $a$  и  $b$  – целые числа, причем  $a < b$ . Для решения поставленной задачи – оценки степени развития процесса перекристаллизации частиц – может быть использован альтернативный подход, позволяющий получить количественную характеристику степени развития процесса, не зависящую от формы частицы и имеющую явный физический смысл.

В качестве критерия введем соотношение

$$\Pi_P = \frac{P_{\Gamma}}{P_{\Gamma} + P_C}, \quad (12)$$

где величины  $P_{\Gamma}$  и  $P_C$  – суммарный периметр граней и сторон соответственно.

Очевидно, что для округлых частиц этот показатель равен 0, для полностью ограненных – 1, а его физический смысл – относительная доля граней в суммарной протяженности периметра всех частиц.



На первый взгляд, процедура вычисления показателя  $\Pi_p$  по (12) более трудоемка, чем показателей  $\Pi_r$  и  $\Pi_b$  по (10) и (11). Однако, при использовании методики линейного анализа, процедура определения  $\Pi_p$  легко формализуется.

При реализации алгоритма расчетное значение  $\Pi_p$ , определяемое по соотношению (12), запишется как

$$\Pi_p = N_r / (N_r + N_c), \quad (13)$$

где  $N_r$  и  $N_c$  – числа пересечений сканирующей линии с гранями и сторонами соответственно.

Актуальной задачей является разработка методик, позволяющих количественно оценить степень неоднородности распределения карбидных частиц в связке.

На первом этапе решения этой задачи была доработана процедура полуавтоматического количественного анализа для программы *Image Tool*, разработанная ранее, которая позволяет получить некоторые характеристики, косвенно отражающие равномерность распределения частиц. Программа рассчитывает характеристики:

Число участков фаз

$$NumA, NumB.$$

Доля фаз

$$Da = SumA / (SumA + SumB);$$

$$Db = SumB / (SumA + SumB).$$

Средний размер участков фаз

$$La = SumA \cdot scale / NumA;$$

$$Lb = SumB \cdot scale / NumA.$$

Смежность частиц одной из фаз

$$SmA = 2 \cdot Naa / (Nab + 2 \cdot Naa).$$

Межцентровое расстояние

$$Lc = 1 / \exp(\ln(Numas(Area) / (SumA \cdot Scale / NumA) \cdot 1,63)^{1/3}).$$

Среднее свободное расстояние

$$Lf = 2 \cdot (SumA / (SumA + SumB) / (NumA / ((SumA + SumB) \cdot Scale)).$$

Проблема определения такой характеристики как удельное число контактов наталкивается на определенные трудности. Они связаны с тем, что для перехода от характеристик, определяемых по плоским сечениям, к объемным необходимо введение гипотез о форме частиц и площадок контакта. В частности, для сферических соприкасающихся частиц используют зависимость

$$N = 8 / \pi^2 \cdot (N_{A\alpha\alpha} / N_{A\alpha})^2 \cdot (N_{L\alpha\beta} + 2N_{L\alpha\alpha}) / 2N_{L\alpha\alpha}, \quad (14)$$

где  $N_{A\alpha\alpha}$  – число контактов частиц фазы  $\alpha$  на единице площади случайного сечения;  $N_{A\alpha}$  – число частиц фазы  $\alpha$  на той же площади;  $N_{L\alpha\beta}$  и  $N_{L\alpha\alpha}$  – соответственно числа пересечений случайных секущих с границами зерен фаз  $\alpha$  и  $\beta$  и внутрифазными границами в фазе  $\alpha$ .

Однако даже при таком упрощающем предположении определение отношения  $N_{A\alpha\alpha} / N_{A\alpha}$  требует прямого подсчета всех точек контакта, что довольно

трудоемко. Поэтому для упрощения вычислений необходимо разработать способ определения  $N_{A\alpha\alpha} / N_{A\alpha}$  на основании данных, получаемых при работе программы полуавтоматического анализа.

В процессе работы программы происходит вычисление величин  $NumA$  (число пересечений с частицами) и  $N_{\alpha\alpha}$  (число пересечений границ типа «частица-частица»). В общем случае, величина  $N_{\alpha\alpha}$  зависит как от числа контактов между частицами, так и от протяженности этих контактов. Отношение  $Naa/NumA$  не равно отношению  $N_{A\alpha\alpha} / N_{A\alpha}$ . Однако было введено предположение, что существует зависимость

$$N_{A\alpha\alpha} / N_{A\alpha} = f(Naa / NumA). \quad (15)$$

Для отыскания вида этой зависимости проведено исследование структуры образцов различных партий твердого сплава ВК-15, полученного методом горячего прессования. Отношение  $Naa/NumA$  получено в результате анализа изображения с использованием разработанной программы, а отношение  $N_{A\alpha\alpha} / N_{A\alpha}$  – путем прямого подсчета по микрофотографиям. Очевидно, что при  $Naa/NumA = 0$ , значение второго отношения также обращается в ноль. Экспериментально определенные значения находятся в достаточно узкой области и приведены на рис. 14, что подтверждает правильность ранее сделанных допущений.

Аппроксимируя зависимость прямой линией с учетом прохождения ее через ноль и пренебрегая значением свободного члена ввиду его малости, получим, что

$$N_{A\alpha\alpha} / N_{A\alpha} = 1,828 (Naa/NumA). \quad (16)$$

Тогда уравнение (14) применительно к анализу структуры сплава ВК-15, полученного при постоянных технологических параметрах, приобретает вид

$$N = 2,71 (Naa/NumA)^2 (N_{L\alpha\beta} + 2N_{L\alpha\alpha}) / 2N_{L\alpha\alpha}. \quad (17)$$

Ограничением подобного подхода является необходимость экспериментального определения численного значения коэффициента 2,71 в

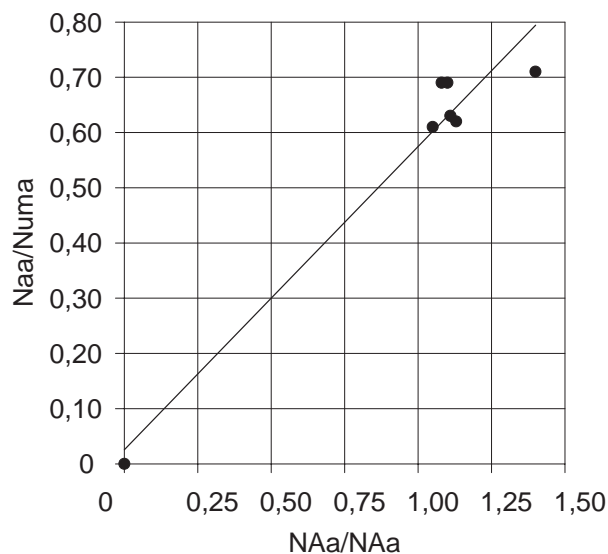


Рис. 14. График зависимости отношения величин  $Naa / NumA$  и  $N_{A\alpha\alpha} / N_{A\alpha}$

уравнении (17), однако при работе с определенной группой материалов значение этого коэффициента можно считать стабильным.

Данные, получаемые в результате работы программы, позволяют подойти к проблеме оценки среднего числа контактов зерен из несколько иных исходных посылок. Возникновение контакта между частицами в двухфазной структуре носит вероятностный характер и его формирование зависит от числа частиц, их объемной доли и характеристик формы. Таким образом, факторами, влияющими на вероятность возникновения контакта, является удельное число частиц, удельная площадь, занимаемая частицами в плоском сечении, и удельный периметр соприкосновения частиц. При этом предположим, что вероятность итогового события пропорциональна произведению этих характеристик.

Рассмотрим двумерную картину, возникающую, например, при металлографическом исследовании шлифа. В двухфазном материале каждая частица может иметь контакты двух типов – с такой же частицей или участком связывающей фазы. Очевидно, что вероятности формирования контакта между двумя частицами тем выше, чем больше доля частиц в общем числе контактирующих элементов (чем больше объемная доля частиц и смежность частиц исследуемой фазы в материале). Тогда число контактов, приходящееся на 1 частицу, можно описать соотношением

$$N = A \frac{NumK}{NumK + NumB} Sm D_K, \quad (18)$$

где  $A$  – среднее число контактов, приходящееся на одну частицу в структуре, сформированной только фазой  $\alpha$ .

Анализ зависимости (18) показывает, что она качественно правильно отражает влияние каждой из структурных характеристик на суммарную вероятность, которая становится равной единице только при условии, что все три сомножителя равны единице и обращается в ноль, если хотя бы один из сомножителей равен нулю. Основной проблемой является определение величины  $A$ , для которой необходимо либо введение каких-нибудь предположений, либо ее следует определять экспериментально, например, путем аппроксимации зависимости  $N = f(D_K)$  для значения  $D_K = 1$ . Такое определение значения  $A$  сопряжено с определенными экспериментальными трудностями, поэтому целесообразно определить эту величину из общих соображений.

Для широкого класса однофазных структур (для которых выполняется условие  $D_K = 1$ ), в которых форма структурных элементов близка к равноосной, число контактов, приходящихся на одну частицу, – это, фактически, координационное число упаковки. Для плоских сечений равноосных структурных элементов эта величина находится в пределах 5-6. Тогда, подставив значения соответствующих параметров в соотношение (18), получим значение  $N$  в пределах 0,989-1,182, а экспериментально определенное значение с использованием соотношения (17) равно 1,154. Таким образом, обе зависимости дают до-

статочно хорошо совпадающие результаты. Определенное методом подбора параметра значение  $A$  для структуры сплава ВК-15 составляет 5,82, что достаточно близко к значению 6, характерному для равноосной гексагональной сетки границ зерен.

Еще одной характеристикой структуры, количественная оценка которой затруднена, является наличие в структуре конгломератов частиц, то есть их скоплений. Автоматическое определение их наличия затруднено в связи с отсутствием однозначного критерия, отличающего скопление частиц от единичной частицы. При автоматическом анализе с использованием программы *Image Tool* она может выделять в качестве единичных объектов как отдельные частицы, так и их скопления. Из рис. 15 видно, что конгломерат частиц 2 имеет схожие размеры с единичной частицей 1 и близкие характеристики формы с единичной частицей 3. Поэтому ни одна из этих характеристик не может служить объективным признаком наличия конгломератов в структуре. Наличие внутренних границ в конгломерате не является алгоритмизируемым признаком, хотя может легко выявляться оператором. Поэтому для выявления конгломератов в полуавтоматическом режиме с использованием ранее разработанного подхода признаком наличия конгломератов может быть наличие серий из нескольких последовательных контактов частиц одного типа.

В случае, когда объемное содержание фазы меньше предельного, соответствующего образованию связанной структуры, оценить наличие конгломератов можно также исходя из вероятностного подхода, использованного для вывода соотношения (18). При реализации линейного анализа вероятность пересечения линией сканирования границ контакта одноименных частиц пропорциональна как числу контактов, так и протяженности линии контакта. Вероятность пересечения линией сканирования собственно частицы пропорциональна площади, занимаемой частицей, и числу частиц. Поэтому в качестве обобщенного критерия наличия конгломератов предлагается использовать отношение  $K = N_{A\alpha\alpha} / N_{A\alpha}$ .

Разработанные количественные соотношения для оценки пространственного расположения частиц

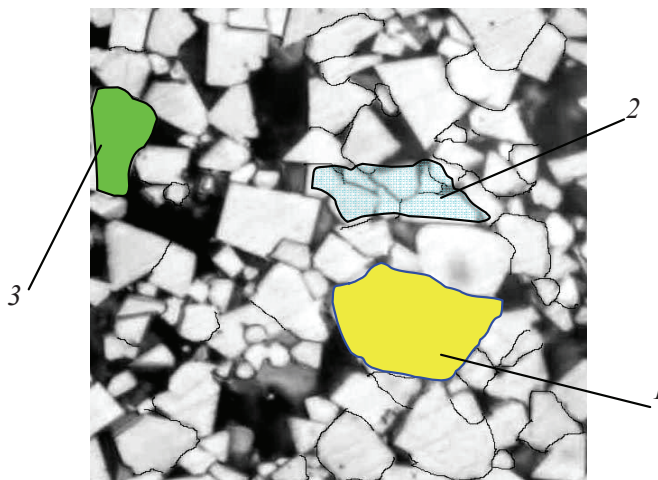


Рис. 15. Пример двухфазной структуры с формированием конгломератов (сплав ВК-15)



были использованы в программе полуавтоматического стереометрического анализа [10, 17].

Полученные данные были также использованы для установления взаимосвязи структуры твердых сплавов с характеристиками распространения ультразвуковых колебаний и механическими свойствами с целью разработки новых методик контроля качества крупногабаритных твердосплавных изделий [18].

В качестве основного был применен метод ультразвуковой дефектоскопии. Ультразвуковой контроль качества изделий (УЗК) широко распространен как метод поточного неразрушающего контроля в связи с его высокой точностью, информативностью, относительной простотой процедуры осуществления. С его помощью можно контролировать 100 % производимой продукции. Однако в технологической практике основным контролируемым параметром является наличие отражений ультразвуковой волны, которые интерпретируются как свидетельства наличия неоднородностей и несплошностей в макроструктуре материала. Учитывая, что диапазон частот УЗК составляет 1-10 МГц, а диапазон скоростей распространения УЗ волны составляет 1000-10000 м/с, размер выявляемых дефектов может быть порядка  $10^{-2}$ - $10^{-3}$  м. Такие дефекты относят, как правило, к макродефектам. Для оценки микроструктуры материала с характеристическим размером неоднородности менее  $10^{-3}$  м методики УЗК, как правило, не используют. Широкое распространение получило исследование параметров поглощения и рассеяния УЗ колебаний при определении характеристик внутреннего трения материалов. Однако эти методики достаточно трудоемки и позволяют судить о тонкой структуре материала (дислокационная структура, наличие примесей и атмосфер на дислокациях и т. д.).

В то же время, исходя из представлений, развитых выше, реализация процессов поглощения, отражения и рассеяния энергии на границах неоднородных элементов структуры может влиять на общий энергетический баланс процесса распространения упругих колебаний. Таким образом, изучение взаимосвязи структурных особенностей материала с особенностями распространения упругих колебаний, с одной стороны, позволит осуществить экспериментальную проверку разработанных теоретических представлений, а с другой стороны, – повысить информативность процедуры УЗК и получить дополнительные данные о структуре материала.

В качестве объекта исследования использовали твердосплавные изделия, полученные методом вакуумного спекания, вакуумного горячего прессования, горячего изостатического прессования. Изделия изготавливали из твердых сплавов на основе карбида вольфрама с содержанием 70-90 % по массе. В качестве связки использовали кобальт, сплав 50 % кобальта + 50 % никеля, сплав 45 % кобальта + 45 % никеля + 10 % хрома. Размеры твердосплавных изделий находились в пределах, мм: диаметр – от 150 до 330; толщина изделия – от 62 до 100.

В качестве параметров, характеризующих распространение УЗ колебаний, были выбраны характеристики

*Скорость распространения УЗ колебаний.* Ее измеряли с использованием прямого совмещенного излучателя на частоте 5 МГц путем фиксации первого отраженного импульса от изделия с плоскопараллельными поверхностями. Использовали метод калибровки вычисляемой скорости по известному линейному размеру изделия (длине пути распространения). Общая относительная погрешность прибора при измерениях не превышала 0,35 % от измеряемого значения, что составляет в абсолютных единицах 22-24 м/с.

*Уровень фона по отношению к амплитуде донного импульса.* Наличие цифрового тракта обработки сигнала в приборе УД2-70 позволяет получить объективную оценку отношения амплитуд различных сигналов. Абсолютная погрешность измерения амплитуды по дисплею прибора составляла  $\pm 1$  условное деление шкалы прибора.

*Коэффициент затухания УЗ колебаний.* В материалах с невысоким коэффициентом затухания (к которым относятся твердые сплавы, деформированные, термически обработанные металлы и сплавы и другие), кроме первого отражения от донной поверхности изделия могут наблюдаться вторичное отражение и отражения более высоких порядков. Предполагалось, что амплитуда затухающих отражений убывает по экспоненциальной зависимости и может быть описана выражением

$$A_n = A_0 e^{-Qn}, \quad (19)$$

где  $A_n$  – амплитуда импульса с порядком отражения  $n$ ;  $A_0$  – предэкспоненциальный множитель;  $Q$  – коэффициент затухания;  $n$  – порядок отражения.

Методом наименьших квадратов определяли значение величины  $Q$  в трех различных точках изделия, после чего полученные значения усредняли, а также определяли коэффициент вариации измеряемой величины. Учитывая, что величина затухания зависит не только от свойств среды, но и от протяженности пути распространения сигнала, в качестве характеристики материала, кроме собственно значения  $Q$ , определяли  $Q_{\text{прив}}$  как отношение  $Q$  к толщине изделия  $h$ , что позволило сопоставить значения коэффициента затухания для изделий различной толщины.

С использованием указанных методик выполнено сопоставление характеристик УЗК, определяемых при стандартном сдаточном контроле, с данными детальных исследований. Анализ выполнен на валках, изготовленных методом ускоренного горячего вакуумного прессования (технология 1), управляемого горячего вакуумного прессования (технология 2) и полученных методом вакуумного спекания (технология 3),

Для упрощения анализа результатов данные сведены в таблицы, качество макроструктуры оценено по условной пятибалльной шкале, где

– балл 5 соответствует однородной макроструктуре;

– балл 4 – структуре, в которой присутствуют единичные слабые отражения от дефектов;

## Сводные характеристики УЗК

Партия изделий	Скорость УЗК, м/с			Коэффициент затухания, мм <sup>-1</sup>		
	min	max	среднее / разброс	min	max	среднее / разброс
Технология 1	6275	6477	6432 / 202	0,0162	0,0215	0,0186 / 0,0053
Технология 2	6420	6455	6435 / 35	0,018	0,0204	0,0192 / 0,0024
Технология 3	6295	6430	6330 / 130	0,0212	0,0276	0,0246 / 0,0064

– балл 3 – структуре с множественными слабыми отражениями;

– балл 2 – структуре с большими по амплитуде отражениями на фоне множественных слабых отражений;

– балл 1 – сплошному поражению структуры дефектами.

В табл. 9 приведены сводные данные по абсолютным значениям параметров распространения УЗК и разбросу их значений. Как видно из таблицы, и абсолютные значения характеристик, и величина разброса свойств существенно отличаются при разных технологиях изготовления изделия. При этом различие между валками, произведенными по технологиям 1 и 2, изготовленными по схожей технологии, значительно меньше (на уровне погрешности первичных измерений), чем между ними и валками, изготовленными по технологии 3. Однако обращает на себя внимание тот факт, что средние значения скорости УЗК понижаются, а значения коэффициента поглощения возрастают при приближении условий спекания к равновесным. Возможные причины такой зависимости будут рассмотрены далее. Поскольку химический и гранулометрический составы исходного сырья были одинаковы для всех трех типов изделий, то сделано предположение, что различие в акустических характеристиках связано с различием в конечной структуре материала.

В то же время, взаимосвязь характеристик распространения УЗК с обобщенной оценкой качества валка не столь однозначна (табл. 10). Как видно из таблицы, для технологии горячего прессования (технология 1) можно говорить о наличии определенной зависимости между величиной коэффициента затухания и качеством изделия, оцениваемой балльной оценкой. Чем выше качество (выше балл), тем ниже коэффициент затухания материала, причем различия между качественными валками (балл 5-4) и изделиями неудовлетворительного качества (балл 2-1) превышают погрешность измерения и являются объективными. В то же время, для валков типа 3 такая зависимость также существует, но выражена слабее,

что может объясняться неоднородностью выборки и большим разбросом значений исследованных параметров для валков с неудовлетворительным качеством. Значение же скорости распространения УЗК слабо коррелирует с количественной оценкой качества.

Из полученных результатов следует, что в исследованных материалах значение коэффициента затухания может быть использовано для оценки качества структуры материала, изготовленного с использованием конкретной технологии. Этот же параметр, а также скорость распространения УЗК существенно меняются при изменении технологии получения изделия из одних и тех же исходных материалов. Поэтому были выполнены исследования количественных характеристик структуры материалов, полученных по различным технологиям. Типичные структуры исследованных материалов приведены на рис. 16.

Как видно из рисунка, структуры материала, полученного по различным технологиям, отличаются как по размеру зерна, так и форме карбидных частиц и степени их смежности и связанности. Показано, что коэффициент затухания возрастает, а скорость распространения УЗК уменьшается с уменьшением таких характеристик структуры как смежность, удельное число контактов, удельная поверхность контактов. Таким образом, можно сделать предположение, что и коэффициент затухания и скорость распространения УЗК в структурах исследованного типа являются структурно-чувствительными факторами. Для объяснения этой зависимости рассмотрим процесс распространения упругих колебаний в двухфазной структуре. Наиболее общий подход состоит в использовании для прогнозирования скорости распространения правила аддитивности, которое в данном случае запишем как

$$V_{sum} = V_{carb} D_{carb} + V_{sv} (1 - D_{carb}), \quad (20)$$

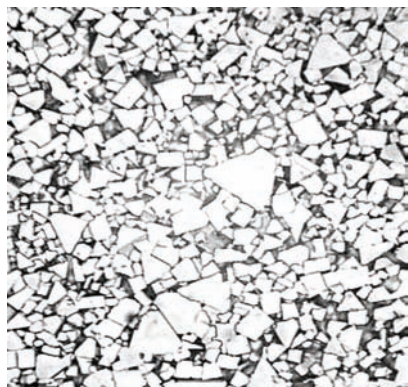
где  $V$  – скорость распространения упругих колебаний (индексы  $sum$ ,  $carb$ ,  $sv$  относятся к твердосплавному материалу, карбидной и связующей фазам соответственно);  $D$  – объемная доля фазы.

Таблица 10

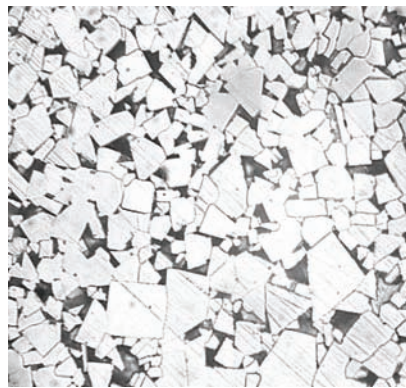
## Параметры распространения УЗК в валках с различной макроструктурой

Оценка качества в баллах	Технология 1		Технология 2		Технология 3	
	скорость УЗК, м/с	коэффициент затухания, мм <sup>-1</sup>	скорость УЗК, м/с	коэффициент затухания, мм <sup>-1</sup>	скорость УЗК, м/с	коэффициент затухания, мм <sup>-1</sup>
5	6470	0,0176	6434	0,0190	6308	0,0241
4	6420	0,0175	6438	0,0196	6330	0,0246
3	6435	0,0194	–	–	6316	0,0248
2	6422	0,0199	–	–	6361	0,0253
1	6402	0,0195	–	–	–	–





Технология 1



Технология 2



Технология 3

**Рис. 16.** Структуры твердого сплава с содержанием связки 15 %, x2000x0,5

Известно, что скорость распространения продольных упругих колебаний  $V$  может быть определена из соотношения

$$V = \sqrt{\frac{E(1-\mu)}{\rho(1-2\mu)(1+\mu)}},$$

где  $E$  – модуль нормальной упругости,  $\rho$  – плотность фазы,  $\mu$  – коэффициент Пуассона.

Для сплавов системы Co-WC, исследованных в данном разделе, величина  $V_{carb}$  составляет примерно 7200, а  $V_{sv}$  – 5500 м/с. При подстановке значений в (20) получаем величину  $V_{sum}$  в пределах 6750-6760 м/с, что существенно выше, чем определенные экспериментально значения. Кроме того, соотношение (20) не содержит структурно-чувствительных параметров. Поэтому предложим несколько иной подход для определения  $V_{sum}$ .

Очевидно, что в случае формирования полностью связанной каркасной структуры, в которой скорость УЗК в фазе, образующей каркас, выше, чем во второй фазе, скорость  $V_{sum}$  будет равна скорости  $V_{carb}$ . Если же каркас является несовершенным, то скорость  $V_{sum}$  будет снижаться, так как часть пути колебания будет распространяться по второй фазе с меньшей скоростью. Наиболее общей характеристикой сплошности каркаса является смежность структуры  $Sm$ , которая инвариантна к форме участков фаз, образующих структуру. Поэтому введем предположение, что соотношение (20) может быть записано в форме

$$V_{sum} = V_{carb} Sm + V_{sv}(1 - Sm). \quad (21)$$

Подставив ранее указанные значения  $V_{carb}$  и  $V_{sv}$ , а также значения  $Sm$ , определяемые по разработанным методикам, в (21) получим следующие величины  $V_{sum}$  для сплавов, изготовленных по разным технологиям, м/с: технология 1 –  $V_{sum} = 6425$ ; технология 2 –  $V_{sum} = 6395$ ; технология 3 –  $V_{sum} = 6304$ .

Полученные значения достаточно хорошо совпадают с найденными экспериментально. Таким образом, уравнение (21) позволяет учесть влияние особенности структуры на скорость распространения упругих колебаний. Оно также учитывает в неявной форме и состав материала, так как следует из представлений, развитых ранее, что величина смежности структуры  $Sm$  зависит от объемной доли фаз.

Из полученных данных следует, что уравнение (21) может быть использовано для экспериментального определения величины смежности структуры в процессе проведения ультразвукового контроля из соотношения

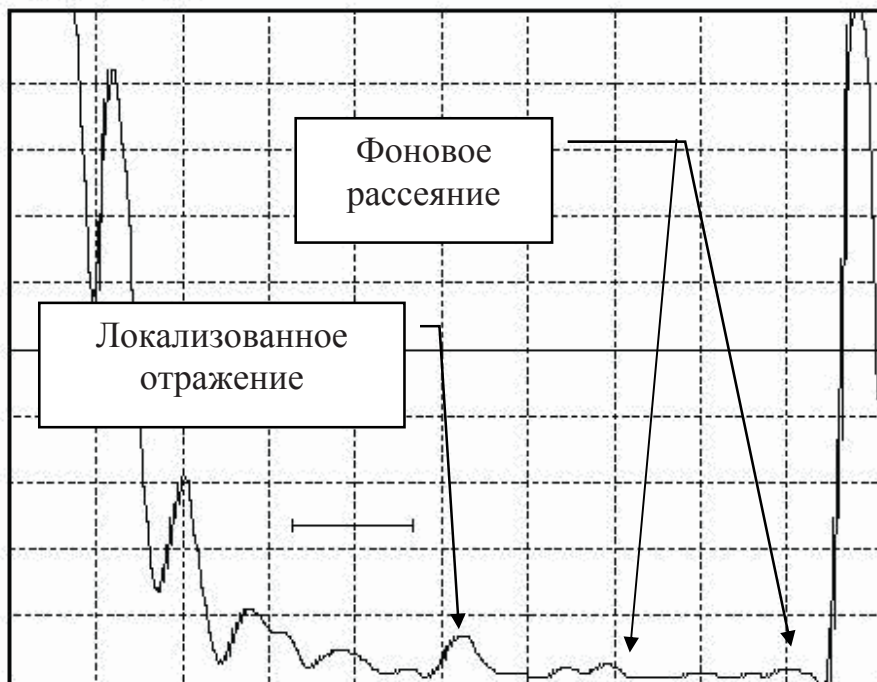
$$Sm = (V_{sum} - V_{sv}) / (V_{carb} - V_{sv}). \quad (22)$$

Уравнение (22) позволяет рассчитывать величину  $Sm$ , исходя из других физических величин, чем используемые в методиках количественной металлографии. Поскольку эта методика проще, чем методика количественной металлографии, ее можно рекомендовать как экспрессную для оценки особенностей структуры материала.

Взаимосвязь коэффициента затухания с параметрами структуры сложнее, чем скорости УЗК, так как ранее было показано, что он зависит как от характеристик микроструктуры, так и характеристик макроструктуры. Однако по порядку величины изменения этой характеристики внутри каждой выборки меньше, чем разность средних значений между выборками. Поэтому было исследовано наличие корреляционной связи между средними значениями коэффициента затухания и количественными характеристиками микроструктуры.

Методом наименьших квадратов установлено, что наиболее тесная связь при использовании линейной аппроксимации существует между значением коэффициента затухания и средним числом контактов, определяемым по (18). Коэффициент корреляции  $r = 0,998$ . Для зависимости от среднего числа контактов, определяемого по (17), он составляет  $r = 0,971$ , для зависимости от смежности –  $r = 0,976$ . При использовании нелинейной аппроксимации коэффициент корреляции может быть выше, однако получаемые зависимости имеют формальный характер и не могут быть интерпретированы из физических предпосылок.

Таким образом, показано, что между стереологическими характеристиками структуры и параметрами распространения УЗК существует корреляционная связь, что было использовано для разработки методик косвенного и экспрессного определений характеристик микроструктуры в процессе УЗ контроля [10, 11, 19].



**Рис. 17.** Сканограмма с локализованными отражениями и фоновым рассеянием УЗК

Разрешающая способность метода ультразвукового контроля определяется многими факторами, однако минимальный размер обнаруживаемого дефекта не может превышать  $\frac{1}{4}$  длины волны УЗК. Для большинства металлических материалов в диапазоне частот, используемых при проведении контроля, эта величина составляет 0,5-2 мм (то есть порядка  $10^{-3}$  м). Таким образом, многие важные элементы строения реальных материалов (поры, неметаллические включения, скопления частиц одной из фаз, крупные участки связующей фазы и т. д.) не выявляются при традиционном ультразвуковом контроле и могут быть обнаружены только металлографическими методами на образцах, вырезанных из изделий. Эти методы достаточно трудоемки и не позволяют проводить 100%-ный контроль продукции. В то же время процессы рассеяния, поглощения и отражения энергии упругих колебаний должны

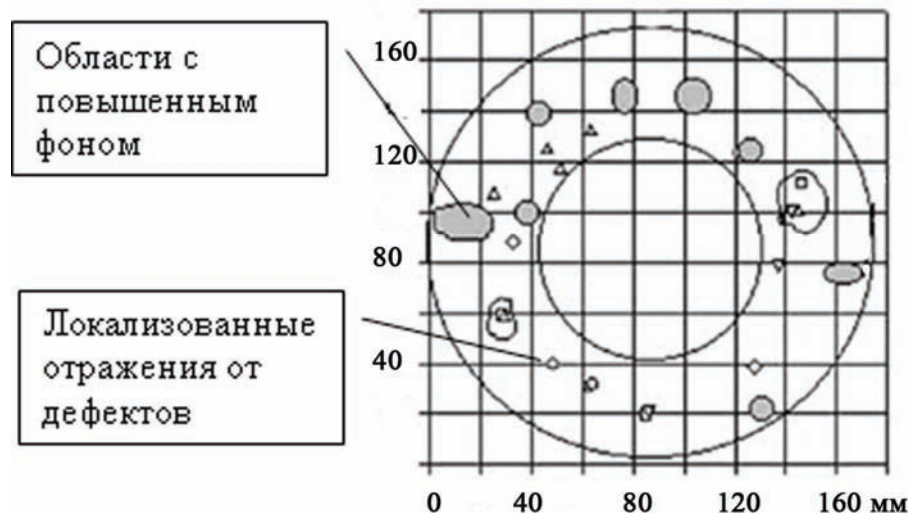
как при одинаковых настройках прибора она изменялась от изделия к изделию и даже в пределах одного изделия в его различных точках.

На рис. 17 приведена сканограмма отраженного сигнала, на которой видно наличие локализованных отражений от дефектов и фоновый сигнал, причину формирования которого следует установить.

При заданном коэффициенте усиления и использовании определенного УЗ-преобразователя амплитуду фонового сигнала можно считать не зависящей от аппаратных настроек. В этом случае путем статистической обработки результатов измерений можно установить некоторую усредненную амплитуду, которую можно считать характеристикой данного типа материала. Так, например, для валков, изготовленных по технологиям 1 и 2 при коэффициенте усиления 35 дБ и использовании преобразователя ППП 111-5-003 (рабочая частота 5 МГц) средняя амплитуда фона составляет 0,3-0,4 большого деления шкалы дефектоскопа (рис. 17), а для валков технологии 3 эта амплитуда составляет 0,8-1,2 деления. Поэтому при обнаружении более высоких значений амплитуды рассеяния можно говорить об отличии в структуре материала.

происходить в каждом случае взаимодействия потока энергии с областями физической неоднородности. Поэтому в данном разделе решалась задача поиска параметра распространения упругих волн, реагирующего на наличие или отсутствие в материале дефектов с размером порядка  $10^{-3}$ - $10^{-4}$  м.

Характерной особенностью распространения УЗК при исследовании изделий из твердых сплавов является наличие определенного фона отражения. Это выражается в появлении хаотических шумов на индикаторе прибора. Из литературных данных известно, что их появление может быть связано как с собственными шумами усилительного тракта, так и с процессами отражения и рассеяния УЗК на различных несплошностях среды. В данном случае амплитуда фонового сигнала зависела от особенностей структуры материала, так



**Рис. 18.** Схема расположения локализованных отражений и областей с повышенным уровнем фона

На рис. 18 приведен пример схемы расположения областей с повышенной амплитудой фона в валке типоразмера 170x90x62 из сплава с 15 % связки, изготовленного по технологии 3. Изображение получено путем сканирования торцевой поверхности валка с использованием прибора УД2-70.



Области спеченных карбидных частиц (конгломераты)



Рис. 19. Конгломераты в структуре спеченного сплава с 15 % связки

Из литературных данных известно, что причиной фонового рассеяния могут быть границы кристаллитов, поры и неметаллические включения, частицы второй фазы. Однако, в любом случае, их характеристический размер  $L$  должен быть  $0,25 - 1\lambda$  (где  $\lambda$  – длина волны). Для рабочей частоты 5 МГц и средней скорости звука 6300-6600 м/с этот размер составляет 1,3-0,4 мм. Как упомянуто выше, размер частиц карбидной фазы в исследованных сплавах находится в пределах 0,001-0,015 мм, что значительно меньше указанного диапазона. Однако при исследовании микроструктуры спеченных сплавов в отдельных образцах выявлены конгломераты карбидных частиц, размеры которых приближались к указанным пределам (рис. 19). Формирование таких участков чаще наблюдается в изделиях, произведенных по технологии 1. В то же время, при использовании технологии вакуумного спекания 3 иногда наблюдается повышенная пористость (как крупные поры, которые могут давать локализованные отражения, так и мелкая рассредоточенная пористость с размерами отдельных пор менее 1 мм).

Вскрывшиеся поры

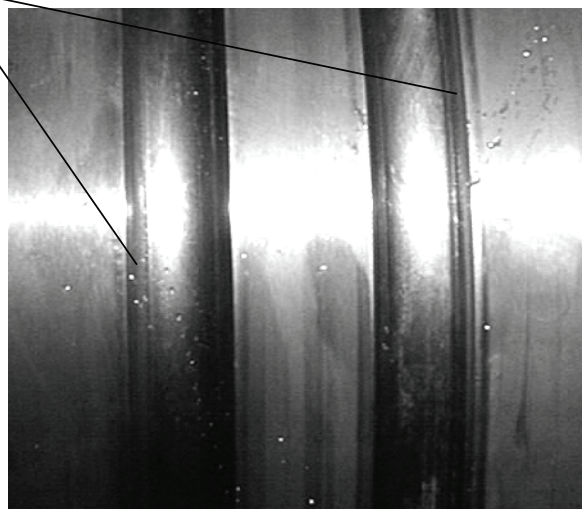


Рис. 20. Пористость валка  $\varnothing 170 \times \varnothing 92 \times 62$  мм с повышенным уровнем фона

Как следует из соотношений, рассмотренных ранее, различие в акустических сопротивлениях пор и конгломератов очень значительны, причем отражение энергии на границе «материал-пора» интенсивнее, чем на границе конгломератов. Для проверки этого предположения проведены исследования интегральной интенсивности фона изделий, произведенных по различным технологическим схемам и исследование структуры изделий, имеющих области повышенного фона.

С целью установления взаимосвязи между уровнем фона, выявляемым при УЗ контроле, было проведено исследование на валках, которые отработали полный ресурс и были выведены из эксплуатации. Измерения выполнены на валках типоразмера, мм:  $\varnothing 170 \times \varnothing 92 \times 62$ ;  $\varnothing 215 \times \varnothing 120 \times 72$ ;  $\varnothing 215 \times \varnothing 120 \times 80$ ;  $\varnothing 215 \times \varnothing 120 \times 85$ . Результаты испытаний показали, что на валках, произведенных по технологии горячего изостатического прессования, уровень фона в среднем составляет 1-1,4 деления шкалы дисплея прибора УД2-70; на валках, произведенных по технологии горячего вакуумного прессования и управляемого горячего вакуумного прессования, – 0,4-0,9 деления; на валках, произведенных по технологии вакуумного спекания, – 1-1,8 деления.

Оценку влияния уровня фона на эксплуатационные характеристики готовых изделий производили путем анализа эксплуатационных показателей валков с известным уровнем фона в условиях чистовых и предчистовых групп клетей прокатных станов 150 ЗАО «Макеевский металлургический завод» и ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог». Анализ показал, что уровень фона ниже, чем 1,8 баллов не сказывается на эксплуатационных характеристиках валка (на норму наработки, перешлифовки), но уже при уровне 2-2,2 деления на рабочих калибрах прокатных валков при плановых перешлифовках вскрываются поры и раковины, видимые невооруженным взглядом (рис. 20).

Если дефекты не устраняются при плановой норме переточки, калибр с дефектом пропускает установку (для условий стана 150 ЗАО «ММЗ») либо подвергается перешлифовке до полного устранения дефектов (для условий стана 150 ОАО «АМКР»). В любом случае общая наработка валка за эксплуатационную кампанию снижается.

Данный факт подтверждается

эксплуатационными ведомостями на валки, уже отработавшие свой ресурс, а также на валки, которые в настоящее время находятся в эксплуатации.

Таким образом, результаты исследований показали, что основным фактором, влияющим на амплитуду фона, является пористость материала.

В результате проведенных исследований [10, 11, 19] были разработаны следующие новые процедуры контроля качества твердосплавных изделий:

– оценка характеристики смежности карбидного каркаса спеченного твердого сплава по результатам измерения скорости распространения ультразвуковых колебаний;

– оценка уровня пористости с размером пор менее 1 мм по результатам измерения относительной амплитуды фона рассеяния ультразвуковых колебаний.

Предложенные методики являются неразрушающими и проводятся в одном цикле с выполнением ультразвуковой дефектоскопии, которой подвергаются 100 % изделий. Данные методики внедрены в условиях НПО «Доникс» при производстве твердосплавных валков методом управляемого горячего вакуумного прессования. Они стали составной частью системы контроля характеристик качества твердосплавных валков.

### Разработка критериев для оценки степени риска первичных капитальных вложений и организационных мероприятий по минимизации степени риска инвестиций

**В**ажными этапами осуществления работ по теме «Разработка научных основ технологии производства крупногабаритных твердосплавных изделий и освоения их промышленного производства для металлургической промышленности Украины» являлись поиск источников финансирования, а также прогнозирование объемов вложений и будущих прибылей.

Несмотря на необходимость задействовать в исследовательских работах представителей различных организаций, обязанности по финансированию исследований были полностью возложены на

НПО «Доникс». Задача поиска финансирования решалась в два этапа.

#### 1 этап. Определение возможных источников финансирования

В мировой практике осуществления научно-исследовательских проектов применяют следующую классификацию источников их финансирования (рис. 21).

Так как привлечение иностранного капитала изначально не планировалось из-за возможности потенциальных проблем с распределением будущих



Рис. 21.

Источники финансирования научно-исследовательских проектов в мировой практике

научных результатов, специалисты НПО «Доникс» сосредоточили свое внимание на поиске источников капитала на территории Украины. Учитывая, что первый этап работ был начат в 1994 г., у предприятия возникли следующие типичные для того периода трудности:

- высокая инфляция делала практически невозможным кредитование предприятий банками на долгосрочной основе, поэтому привлечение кредитов было возможно только на покупку конкретного оборудования или материалов, но не на исследовательский проект в целом. Ставки по кредитам были достаточно высоки по сравнению с рентабельностью предприятия, поэтому привлечение краткосрочных кредитов вызвало бы значительные финансовые проблемы;

- страховые компании, а также венчурные фонды в Украине были представлены иностранным капиталом, сотрудничество с которым, как уже упоминалось, было нежелательным;

- НПО «Доникс» как коммерческая организация не имело права на приоритетное государственное финансирование. Учитывая небольшие масштабы этого финансирования по стране в целом, бюджетные средства, фактически, были недоступны;

- практика осуществления прямых капитальных инвестиций показывала, что в условиях экономической и социальной нестабильности приемлемым для инвестора является лишь вариант покупки акций инвестируемого предприятия, а не проектное финансирование, принятое во всем мире. Для собственников НПО это означало бы снижение степени контроля над предприятием, а учитывая неопределенность будущих капиталовложений, и потерю контрольного пакета акций. Поэтому вариант привлечения инвестиций от заинтересованных коммерческих организаций был также исключен.

По итогам анализа указанных трудностей было принято решение о полном финансировании проекта за счет внутренних средств предприятия.

## 2 этап. Обоснование порядка финансирования

Финансирование научно-технических проектов собственными средствами может осуществляться за счет следующих источников:

- нераспределенная прибыль;
- амортизационные отчисления;
- высвобожденные средства (продажа имущества, взыскание дебиторской задолженности прошлых периодов, высвобождение оборотных средств за счет повышения их оборачиваемости и т. д.).

Так как будущий объем и сроки работ по заявленной теме плохо поддавались прогнозированию, необходимо было разработать модель, которая позволила бы в каждый момент времени определять, сколько средств НПО может направить на финансирование проекта.

При разработке модели предполагалось, что наиболее вероятным источником внутреннего финансирования на протяжении всего проекта будет прибыль. Высвобождение оборотных средств, учитывая параллельное развитие других проектов на предприятии, было маловероятным. Амортизация на протяжении большей части проекта являлась, по закону, средствами целевого использования и не могла быть свободно направлена на покупку любого имущества. Поэтому при построении модели принималась во внимание лишь величина прибыли после уплаты налогов. В основу модели легла концепция жизненного цикла организации [29].

Согласно этой концепции, прибыли каждой организации (или каждого подразделения, занятого производством отдельного товара или услуги) изменяются во времени так, как показано на рис. 22. На стадии I, когда товар выходит на рынок, спрос невелик, возможны убытки (участок «а»), а прибыль, когда она появляется благодаря отладке производства, увеличивается медленно (участок «б»). На стадии II возросший интерес покупателей к новинке позволяет постепенно поднимать цены и прибыль растет.

На стадии III ознакомившийся с товаром рынок перестает предъявлять ажиотажный спрос; продажи, цены и прибыль стабилизируются. На стадии IV интерес к товару начинает ослабевать, увеличиваются расходы на рекламу и маркетинг, и прибыль постепенно снижается до тех пор, пока руководство предприятия не принимает решение об отказе от производства.

Учитывая, что НПО «Доникс», как уже упоминалось, планировало осуществление нескольких проектов одновременно, сотрудниками предприятия была разработана графическая модель для определения величины временно свободной прибыли, которая могла служить источником финансирования описываемой темы (рис. 23).

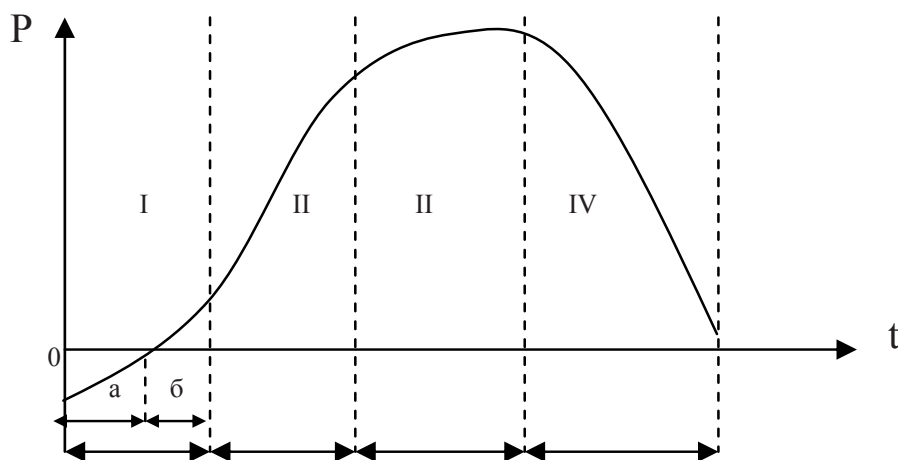


Рис. 22. Динамика прибыли предприятия в рыночной экономике

*Примечание.* Данная модель динамики прибыли является общей и может изменять свой вид в зависимости от того, какие усилия предпринимает фирма по продвижению товара на рынок. Например, стадия убыточности может полностью отсутствовать, если фирма выходит на рынок с завышенными ценами. Кроме того, стадия стабилизации может продолжаться значительно дольше, чем все другие, а за спадом может начинаться новый рост прибыли. Однако эти явления зависят не только от действий самой фирмы, но и от активности конкурентов



Суть модели сводилась к следующему. Все реализуемые предприятием проекты приносят прибыль, динамика которой подобна показанной на рис. 22. На рис. 23 эта прибыль представлена кривыми A, B и C. В сумме предприятие генерирует денежные потоки, представленные кривой S.

Конкретные значения, из которых строится эта кривая, зависят не только от величин абсолютной прибыли от каждого проекта (подразделения, филиала, участка), но и от расположения проектов во времени (соотношения величин  $t_i$ ). Начиная с некоего момента времени  $t_n$ , суммарная прибыль достигает

уровня  $S_{min}$ , ниже которого не опускается до момента времени  $t_k$ . Если работы по теме полностью укладываются в промежуток от  $t_n$  до  $t_k$ , то справедливы следующие утверждения:

- если требования собственников по выплате дивидендов равны  $D$ , то на финансирование темы в любой период может быть направлена сумма, не меньшая  $\Delta P_1$ ;

- если  $\Delta P_2 \geq \Delta P_1$ , то 100%-ная потеря финансирования (полный провал исследовательских работ) может быть компенсирована за счет других проектов и не окажет катастрофического влияния на основную деятельность предприятия и на выплату дивидендов собственникам.

Как следует из этой модели, величину финансирования  $\Delta P_1$  можно регулировать путем выбора оптимального сочетания других проектов во времени или оптимального момента начала исследовательских работ.

На основе приведенной модели специалистами НПО «Доникс» были рассчитаны максимально возможные бюджеты исследовательских работ по годам проекта, что позволило реализовать план выполнения работ без привлечения средств из внешних источников.

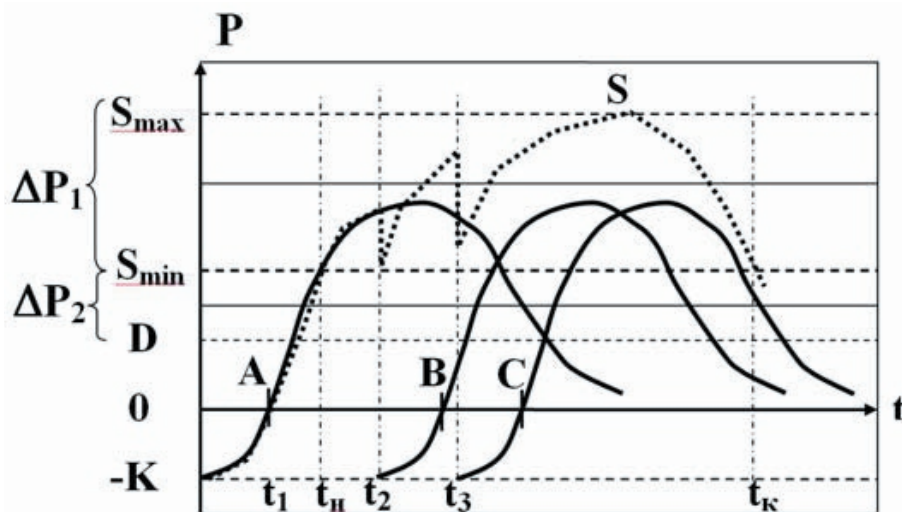


Рис. 23.

Графическая модель определения величины временно свободной прибыли

## Разработка технологии изготовления крупногабаритных твердосплавных изделий, обеспечивающей требуемый уровень их качества

### Выбор и обоснование технологической схемы процесса производства твердосплавных изделий

Результаты исследований, приведенные выше, позволили сформулировать основные требования к структуре и свойствам твердых сплавов для изготовления крупногабаритных изделий и, в частности, прокатных валков, а именно:

- получение максимальной однородности структуры (устранение пористости, снижение разнородности карбидной фазы, уменьшение объемной доли конгломератов карбидных частиц и крупных участков связки, ослабление проявлений фрактальной иерархии структуры);

- получение оптимального, с точки зрения условий эксплуатации, гранулометрического состава, морфологических и топологических характеристик карбидной фазы (средний размер зерна, распределение зерен по размерам, степень перекристаллизации карбидов, степень смежности карбидных частиц,

среднее число контактов карбидных частиц). Укрупнение частиц, уменьшение разброса их размеров и повышение степени перекристаллизации способствует повышению устойчивости к динамическим нагрузкам и термомеханической усталости. Уменьшение размера частиц и рост связности способствуют повышению прочности и твердости, но облегчают зарождение и развитие магистральных трещин.

С учетом сформулированных положений проанализировали потенциальные возможности различных технологий производства твердосплавных изделий [13, 15, 19-25]. Оценивали возможность получения требуемых параметров структуры, технологичность, себестоимость, специфические преимущества и недостатки. Основные результаты анализа сведены в табл. 11, из которой видно, что предъявляемым требованиям в полной мере соответствуют технологии ГИП и ГВП<sub>упр</sub>. В мировой практике в настоящее время большее распространение получила технология ГИП. Однако она требует высоких капитальных вложений (в 10-100 раз выше, чем другие

## Характеристика технологических схем производства твердосплавных изделий

Технологии	Возможность управления структурой	Технологичность	Себестоимость	Преимущества	Недостатки
Вакуумное спекание ВС	способствует получению высокой степени перекристаллизации, уменьшению доли конгломератов	высокая	низкая	простота и технологическая гибкость режима спекания	необходимость использования пластификатора; сохранение остаточной пористости; опасность формирования крупных пор
Горячее изостатическое прессование ГИП	способствует получению равновесных однородных структур со средним и крупным зерном	низкая	высокая	очень низкая пористость, однородность структуры	необходимость высоких капитальных вложений в оборудование
Горячее вакуумное прессование традиционное ГВП	способствует формированию мелкозернистых структур с высокой степенью смежности	средняя	средняя	малая длительность процесса, возможность достижения высокой прочности	полученный материал имеет повышенную склонность к хрупкому разрушению; затруднено прессование материалов с высоким содержанием связки
Горячее вакуумное прессование управляемое ГВП <sub>упр</sub>	позволяет управлять параметрами структур в широких пределах	средняя	средняя	возможность получения широкой гаммы составов и структур	сложность режима обработки, необходимость подбора для каждого типа изделия, необходимость точного соблюдения параметров

технологии). Объем вложений резко возрастает при увеличении размера производимых изделий.

Вакуумное спекание обладает органическим недостатком – наличием остаточной пористости и возможностью формирования крупных пор и раковин. Для крупногабаритных изделий типа дисковых прокатных валков (массой до 100 кг) наличие даже единичного крупного (более 1-3 мм) дефекта в рабочем слое вызывает необходимость внеплановой перешлифовки не только бракованного изделия, но и качественных валков, работающих с ним в одной группе клетей. Поэтому использование технологии ВС приводит либо к повышенной отбраковке изделий при изготовлении, либо к повышению удельного расхода валков при эксплуатации, что неприемлемо по экономическим соображениям. На момент начала исследований единственной альтернативой, обеспечивающей получение беспористой заготовки, являлась традиционная технология горячего прессования ГВП [26-28]. Первоначально она была разработана для производства керамических изделий, а затем область ее применения была расширена на широкую гамму материалов и изделий. Однако валки, произведенные с ее использованием, склонны к выходу из строя по причине возникновения магистральных трещин на калибрах.

До 1996 г. в Украине отсутствовало собственное производство твердосплавных прокатных валков дискового типа, и все потребности промышленности удовлетворялись за счет импорта. При организации отечественного производства в условиях НПО «Доникс» с учетом очень высокой капиталоемкости технологии ГИП за основу была принята технология ГВП и проведен комплекс научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ по

ее адаптации к требованиям производства твердосплавных валков [13-20, 21, 27].

В рамках данного исследования определены основные характеристики структуры, позволяющие получить материал, соответствующий конкретным условиям эксплуатации, и сформулированы критерии оценки оптимальности структуры.

С использованием разработанных методик оценки макро- и микроструктуры методами количественной металлографии, акустического анализа, ультразвукового контроля, измерения механических характеристик осуществляли сопровождение процесса отладки технологии. Результаты исследований позволили выявить основные технологические параметры, влияющие на получение требуемой структуры и свойств изделий, и ускорить процесс нахождения оптимальных значений параметров за счет использования методик активного эксперимента и математической обработки результатов. Итогом проведенных исследований явилась разработка усовершенствованной технологии горячего вакуумного прессования, предусматривающей управление параметрами шихты и процесса ее обработки. Эта технология получила название управляемого горячего вакуумного прессования ГВП<sub>упр</sub> или вакуумного спекания, активированного внешним давлением САВД [15, 20-22, 25, 28].

Основными особенностями нового варианта технологического процесса, внесенными на основании выполненных исследований, являются:

- обоснованный выбор сырья на основе анализа тонкой кристаллической структуры и фазового состава исходной карбидной фазы;
- обоснованные параметры размола твердосплавной смеси с целью получения необходимого

гранулометрического состава и достижения высокой однородности;

– новые временные зависимости изменения температуры и давления, обеспечивающие получение требуемых структурных характеристик.

**Анализ взаимосвязи структурных характеристик твердых сплавов для прокатных валков с заданными механическими свойствами**

Требования к структуре твердых сплавов и методы ее оценки в производственной практике регламентируются ГОСТ 9391-67, который был разработан в то время, когда основным применением сплавов являлось изготовление режущего инструмента. Основными показателями гетерогенности структуры в соответствии со стандартом является наличие или отсутствие в структуре аномально крупных зерен или участков связки. При этом оценка является лишь качественной («наличие-отсутствие»). Однако систематические исследования микроструктуры крупногабаритных твердосплавных изделий, выполненные в ходе выполнения данной работы, показали, что для эффективного анализа взаимосвязи структуры и свойств необходимо введение дополнительных характеристик. Исследование механизма развития повреждений показало, что геометрия расположения зародышей развития разгарной сетки, выявляемая при малых увеличениях, не соответствует по размерным характеристикам ни отдельным участкам связки, ни конгломератам зерен. Для того, чтобы установить, не соответствуют ли местам зарождения повреждений какие-либо структурные элементы, выполнено исследование микроструктуры сплавов, изготовленных по различным технологическим схемам при относительно малых увеличениях. Как

показали исследования, на некоторых изображениях в той или иной степени выявляется гетерогенность трех масштабных уровней:

- элементарные зерна и участки связки (характерный размер 1-5 мкм);
- конгломераты зерен и скопления связки (характерный размер 5-10 мкм);
- участки однородной структуры, разделенные участками с высоким содержанием связки (характерный размер – более 30 мкм).

Наиболее часто указанная особенность наблюдается в материалах, полученных методом ГВП. С увеличением среднего размера карбидных зерен и переходом к технологиям, протекающим в более равновесных условиях (ГИП и ВС) склонность к формированию такой неоднородности снижается. На рис. 24 показаны примеры структур, в которых наблюдается только первичная гетерогенность (на уровне отдельных зерен) или двухуровневая – зерна и конгломераты.

Для количественной оценки структур с масштабной иерархией в современном материаловедении используется метод фрактальных размерностей. Основное уравнение, связывающее размерный и масштабный факторы, имеет вид  $M^D = N$  или (в случае дискретного разбиения плоскости на ячейки с размером  $L$ )  $(1/L)^D = N$ .

В этих уравнениях  $N$  – число наблюдаемых элементов структуры;  $L$  – размеры ячейки, сетки, полностью покрывающей объект;  $D$  – фрактальная размерность;  $M$  – увеличение, при котором изучается структура.

Рассмотрим пример определения характеристики  $D$  для структуры, приведенной на рис. 25.

Размерность точного фрактала такого типа равна  $D = \ln n / \ln d = \ln 3 / \ln 2 \approx 1,5849$ .

Очевидно, что структуры, приведенные на рис. 25,



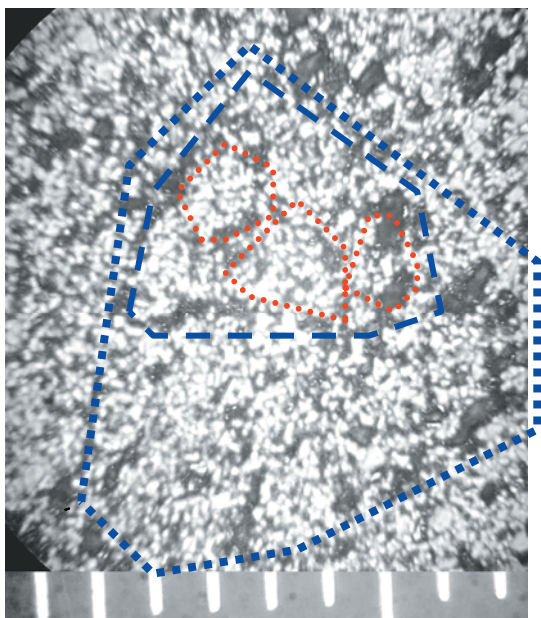
а



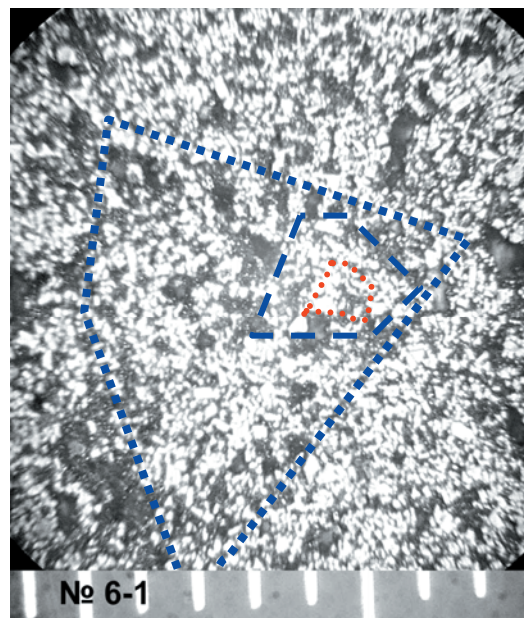
б

**Рис. 24.** Структура с наличием конгломератов зерен – технология ГВП (а); однородная структура – технология ГИП (б)





а



б

**Рис. 25.** Иерархическая неоднородность в сплавах с 15 % связки, полученных методами ГВПУ, цена деления линейки – 10 мкм: связка кобальт (а), связка кобальт + никель (б)

не являются точными фракталами и их размерность будет иной. Приближенная количественная оценка размерности этих структур дает значение  $D$  в пределах 1,38-2, так как число вложенных фигур на каждом шаге разбиения составляет 3-4, то есть пропорционально  $3^k - 4^k$ , а размер фигуры уменьшается в 1,6-2,2 раза, то есть пропорционален  $1,6^{-k} - 2,2^{-k}$ , где  $k$  – номер шага разбиения.

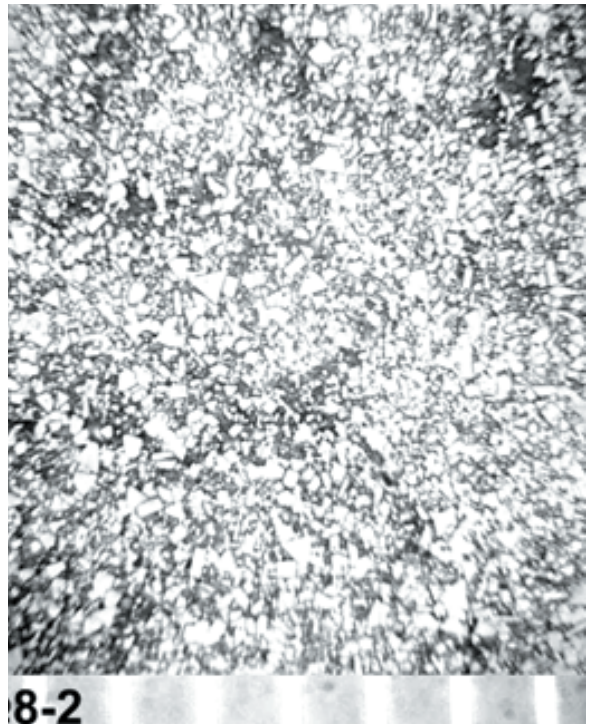
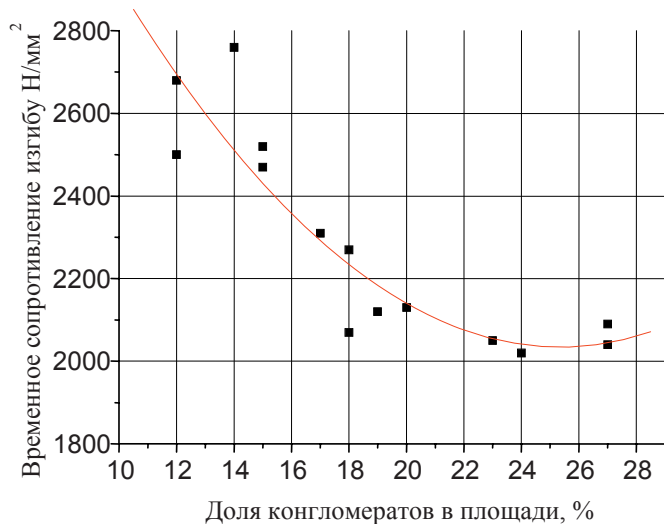
Полученная оценка является приближенной, и для получения статистически достоверных значений необходимо накопление большого массива измерений. Это представляет отдельную задачу и выходит за рамки данного исследования. В данном случае больший интерес представляет физическая трактовка фрактальной размерности применительно к оценке однородности структуры [30].

Известно, что физические фракталы, в отличие от алгебраических, существуют только в определенном диапазоне характерных размеров  $d$ . Для спеченного твердого сплава  $d_{\min}$  не может быть меньше размера карбидной частицы (порядка  $10^{-6}$ - $10^{-5}$  м), а  $d_{\max}$  не может превышать размеров изделия (порядка  $10^{-1}$  м). Если частицы распределены абсолютно однородно, то наблюдаемое число частиц на площади шлифа квадратично возрастает с ростом линейного размера площади наблюдения, то есть фрактальная размерность объекта  $D = 2$ . Для двумерных объектов, к которым относятся изображения микроструктур, это значение будет максимальным, и получение величин экспериментальных размерностей, превышающих 2, является следствием неточности измерений. В литературе показано, что при образовании сложных упорядоченных иерархических структур фрактальная размерность снижается и может достичь  $D = 1$ . Поэтому можно предположить, что чем ближе экспериментально определенное значение  $D$  к величине 2, тем менее выявлена иерархичность в структуре и тем выше однородность распределения частиц.

Простой алгоритм определения фрактальной размерности можно получить, реализуя последовательный подсчет числа пересекаемых объектов  $n$  при линейном количественном анализе с разным расстоянием между линиями сканирования  $d$ . Однако, основываясь на постулате о самоподобии фрактала, то есть о независимости его геометрических характеристик от масштаба измерения, для оценки однородности структуры можно ограничиться анализом соотношения двух иерархических уровней – элементарного («частица») и первого («конгломерат»), либо следующего – «конгломерат»-«скопление конгломератов».

В ходе выполнения работы разработана методика определения наличия конгломератов в структуре сплава [10, 17]. Эта методика использована для количественной оценки структуры образцов, изготовленных по технологии ГВП.

В процессе отработки технологии изменяли режимы подготовки смеси к прессованию и температурно-деформационный режим прессования. На рис. 26 приведен график зависимости временного сопротивления изгибу от доли, занятой конгломератами зерен в структуре материала. При этом средний размер единичной частицы составлял 2-2,5 мкм, средний размер конгломерата 9-10 мкм, среднее число частиц в конгломерате – 12-15, то есть размерность  $D = 1,8$ -1,9. Поскольку частицы в конгломерате расположены достаточно однородно, то размерность фрактала на этом уровне близка к 2. При переходе же на следующий уровень неоднородности (рис. 25) число конгломератов внутри одного участка составляет 5-7, а размер участка увеличивается до 30-35 мкм, что приводит к уменьшению размерности  $D$  до значений  $D < 1,5$ . При переходе к следующему, более высокому уровню неоднородности фрактальная размерность остается значительно ниже 2. Таким образом, первичным элементом неоднородности структуры можно считать конгломерат зерен, а



**Рис. 26.** Зависимость временного сопротивления изгибу от доли конгломератов в структуре для сплава № 8 (структура сплава с долей конгломератов 22 %)

при переходе на более высокие уровни приблизительно сохраняется явление самоподобия. Следовательно, можно оценивать неоднородность структуры именно по наличию конгломератов, тем более, что существует корреляционная связь между уровнем механических свойств и их долей в структуре [10].

При отработке режима ГВП с использованием разработанных нами методик также оценены такие показатели структуры как величина смежности  $C_{см}$  и степень перекристаллизации карбидной фазы П.

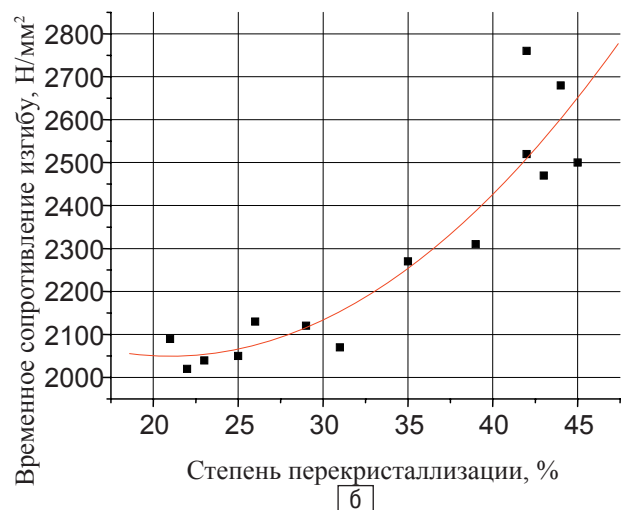
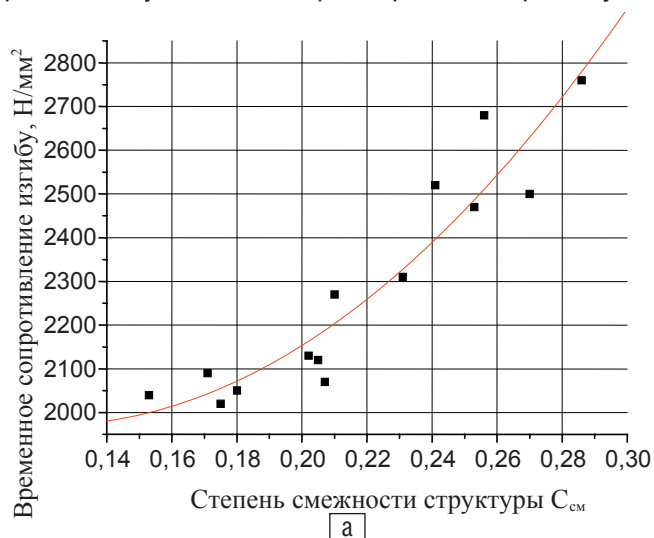
Значения  $\sigma_{изг}$  возрастают с увеличением степени смежности и степени перекристаллизации, причем последняя связана с прочностью наиболее тесно. На рис. 27 приведена зависимость  $\sigma_{изг}$  от указанных параметров.

Значительный интерес представляет также анализ зависимости разброса исследуемых характеристик от указанных параметров. На предыдущих

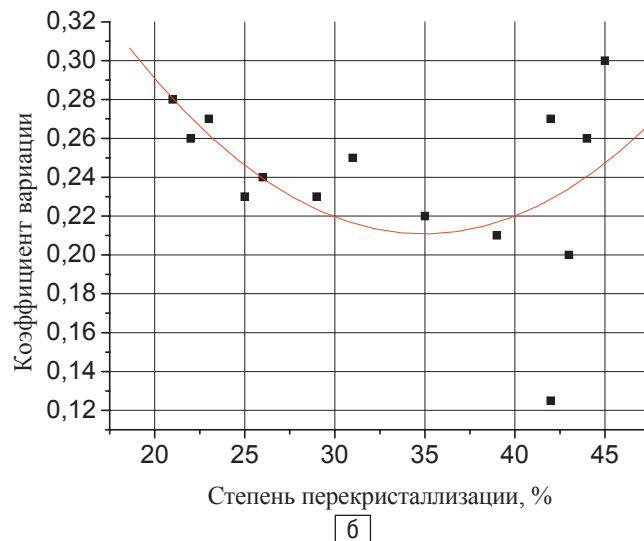
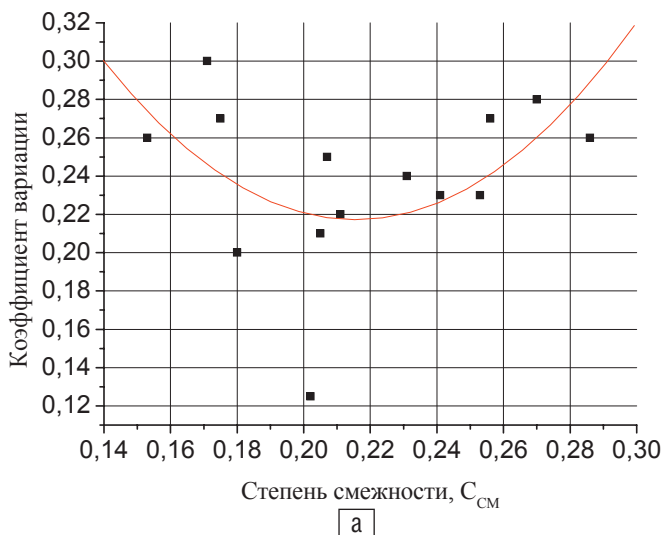
графиках значение прочности было получено усреднением результатов пяти испытаний на каждую точку. В то же время известно, что работоспособность изделия определяется не только средним значением характеристики, но и отсутствием выпадов, особенно в меньшую сторону. На рис. 28 приведены значения коэффициента вариации для прочности в зависимости от тех же характеристик структуры.

Из рисунков видно, что в отличие от средних значений прочности, коэффициент вариации меняется не монотонно и достигает минимальных значений при степени смежности примерно 0,22 и степени перекристаллизации порядка 40 %. Это может быть связано с тем, что при проведении режима для получения крупного перекристаллизованного зерна может начинаться укрупнение зерен и появление участков локальной неоднородности в структуре.

В целом, основываясь на полученных данных,



**Рис. 27.** Зависимость временного сопротивления изгибу сплава № 8 от структурных характеристик: степень смежности (а); степень перекристаллизации (б)



**Рис. 28.** Зависимость коэффициента вариации прочности сплава № 8 от структурных характеристик: степень смежности (а); степень перекристаллизации (б)

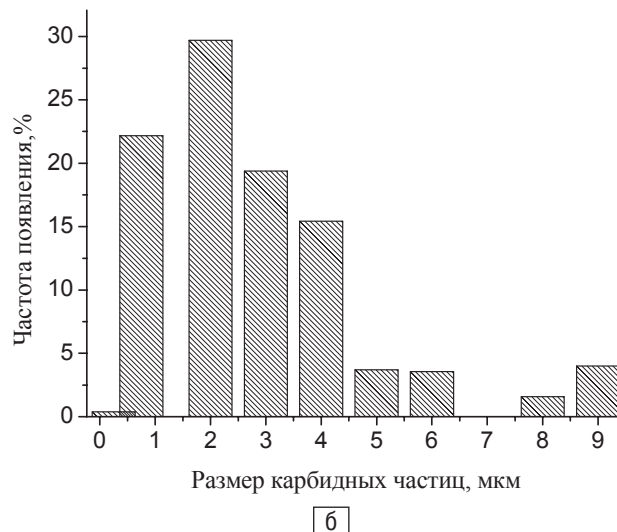
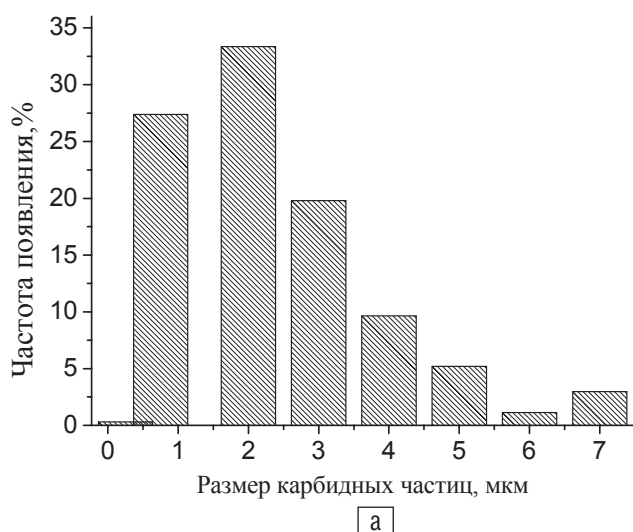
можно разделить процесс формирования структуры твердого сплава при нагреве и охлаждении на 2 подпроцесса.

**Стадия формообразования.** На этом этапе происходит перекристаллизация, связанная с растворением мелких частиц и неравновесных участков крупных частиц при нагреве из-за повышения растворимости карбида вольфрама в связке. В процессе растворения высвобождаются кристаллографические плоскости, обеспечивающие уменьшение внутренней энергии частицы. В процессе охлаждения выделение карбида происходит, в основном, на этих плоскостях. Форма частиц становится близкой к равновесной, растет степень перекристаллизации и смежности. Рост и изменение огранки частиц сопровождается уменьшением отношения поверхности частицы к объему, и, следовательно, увеличением среднего размера участков связки, что облегчает условия для релаксации напряжений, возникающих при нагружении. Это сопровождается ростом прочности и уменьшением разброса прочностных свойств [10, 11, 19, 31].

**Стадия роста частиц.** После исчерпания термодинамического стимула к изменению огранки частиц, дальнейшее уменьшение внутренней энергии может происходить за счет увеличения среднего размера частиц. При этом крупные частицы могут расти за счет растворения мелких, что приводит к увеличению разнородности и вызывает увеличение разброса свойств.

Сравнение свойств образцов двух партий, имеющих одинаковый средний размер карбидных частиц, но разные частотные диаграммы распределения размеров частиц (рис. 29), показывает, что увеличение в структуре доли мелких и крупных зерен приводит к падению прочностных характеристик [11, 31].

Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что в структуре твердых сплавов может формироваться иерархическая неоднородность, которую можно описать методами фрактальной геометрии. Минимальными элементами фрактала являются конгломераты карбидных частиц, последовательно объединяющиеся в группы высших порядков. Размерность такого фрактала дробная и изменяется в интервале от 1 до 2. Чем ближе раз-



**Рис. 29.** Гистограмма распределения относительной площади, занимаемой карбидными частицами:  $\sigma_{изг} = 2470 \text{ Н/мм}^2$  (а);  $\sigma_{изг} = 2120 \text{ Н/мм}^2$  (б)



мерность к 2, тем однороднее в целом распределение частиц. Благодаря явлению самоподобия, о степени развития фрактальной структуры можно судить на основании оценки количественных характеристик конгломератов. Проявление иерархической неоднородности наблюдается чаще всего в сплавах, изготовленных по технологии ГВП. Степень ее развития, а также степень перекристаллизации карбидных частиц и степень их смежности влияют на средние значения механических характеристик, величину их коэффициента вариации и сопротивление материала разрушению. Поэтому при оптимизации технологии производства и при оценке качества твердых сплавов наряду с характеристиками, предусмотренными ГОСТ 9391-67, необходимо оценивать степень развития фрактальной структуры, степень перекристаллизации и степень смежности карбидных частиц [10, 11, 14].

### *Исследование влияния исходного шихтового состава на структуру твердых сплавов для прокатных валков, производимых по технологиям ГВП и ГВП<sup>упр</sup>*

Из результатов ранее проведенных исследований следует, что для повышения служебных характеристик прокатных валков следует стремиться к получению микроструктуры сплава, отвечающей следующим требованиям:

- средний размер зерна карбидной фазы должен быть более 3-4 мкм;
- распределение зерен по размерам должно быть логарифмически нормальным, число зерен с размером в 3-4 раза превышающим средний, должно быть минимальным;
- распределение карбидных частиц должно быть равномерным, число конгломератов зерен не должно быть более 15 % по площади и они не должны образовывать скопления более высоких порядков;
- технология должна обеспечивать получение максимально достижимой степени смежности и степени перекристаллизации карбидных частиц, при которых еще не наблюдается развитие разноразмерности из-за роста перекристаллизованных частиц.

В данном разделе рассмотрено влияние исходного сырья и метода изготовления твердосплавной смеси на микроструктурные характеристики материала после горячего вакуумного прессования [15, 20-23, 25, 32-34].

Приготовление смеси по существующей технологии производится путем совместного размола частиц материала связки и карбидной фазы в шаровых мельницах. Эта операция необходима для получения однородного распределения частиц обоих компонентов. Однако в процессе размола происходит измельчение карбидных частиц и пластической деформации частиц связки и их шаржирование частицами карбидов. Это может приводить к нежелательному измельчению частиц карбидов и возникновению их неоднородного распределения в матрице. Поэтому для получения оптимальной конечной структуры после ГВП следует подбирать длительность процесса

размола и исходный гранулометрический состав компонентов.

На первом этапе было проведено изучение структуры исходной карбидной фазы, используемой для изготовления смеси. Исследование проводили методами растровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа порошковых образцов карбида вольфрама различных производителей в состоянии поставки. Для исследования были взяты порошки крупнозернистого карбида вольфрама четырех партий. Средний размер частиц по данным сертификатов ОТК составлял, мкм: партия № 1 – 5; № 2 – 12; № 3 – 15; № 4 – 10.

На рис. 30 приведены изображения карбидных частиц при различных увеличениях. Видно, что во всех партиях форма частиц близка к сферической, огранка не выявляется. При малых увеличениях ( $\times 1000$ ) выявляется склонность частиц объединяться в цепочки, однако при большом увеличении ( $\times 5000$ ) видно, что частицы в цепочках друг с другом не связаны. Средний размер частиц соответствует заявленному в сертификатах, однако для партии № 3 характерна большая разноразмерность по сравнению с партией № 2. Поэтому, хотя средний размер частиц партии № 3 выше, она менее предпочтительна с точки зрения получения смесей с крупным и равномерным зерном. Важной особенностью является также и то, что крупные частицы не являются монокристаллами и в них явно выражены границы отдельных кристаллитов. Поэтому при последующем размолу весьма вероятно разрушение этих частиц по границам кристаллитов, что повлечет резкое изменение размеров карбидных частиц. С этой точки зрения наиболее неблагоприятна структура частиц карбидов партии № 4. В них, наряду с практически совершенными монокристаллическими частицами, имеются частицы, образованные кристаллитами, размер которых приблизительно соответствует размеру кристаллитов в среднезернистом порошке партии № 1. Поэтому использование порошка партии № 4 нежелательно с точки зрения получения однородного распределения карбидных частиц после размола.

Из полученных данных следует, что для эффективного выбора исходного порошка карбида вольфрама недостаточно ориентироваться на средний размер частиц, указываемый поставщиком, а необходимо изучать морфологию карбидных частиц.

На втором этапе проведены исследования изменения морфологии частиц различных составляющих связки (кобальт и никель) по мере развития процесса размола. Порошки компонентов с исходным размером частиц 10-15 мкм засыпали в размольный барабан и подвергали мокрому размолу. Пробы отбирали из размольного барабана через определенное время, и морфологию частиц исследовали методами растровой электронной микроскопии (включая съемку в характеристических излучениях).

Результаты исследований показаны на рис. 31, из которого видно, что более пластичные частицы кобальта в процессе размола превращаются в чешуйки, и доля чешуек в плоскости наблюдения возрастает

с увеличением времени размолла. Менее пластичные частицы никеля постепенно размешиваются с частицами кобальта, но удовлетворительная однородность достигается при времени размолла более 24-х часов. За это время практически вся поверхность наблюдения занята чешуйчатыми частицами кобальта, шаржированного никелем. Увеличение времени размолла выше 24-х часов. практически не сопровождается размерными изменениями. Поэтому время размолла можно ограничить исходя из получения удовлетворительной однородности смешения никеля и кобальта. Экспериментально установлено,

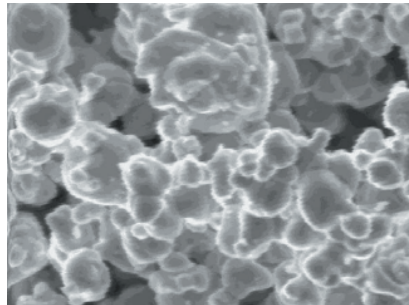
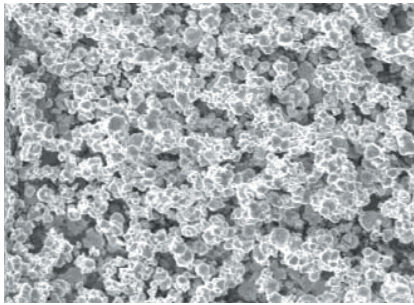
что размол в течение 30-36 ч обеспечивает удовлетворительную однородность смеси [15]. Однако, укрупнение частиц кобальта в связке может вызвать неоднородность в распределении частиц карбидов. Поэтому были проведены исследования распределения компонентов в твердосплавных смесях различного состава.

Важной особенностью строения смесей является формирование неоднородного распределения частиц карбидной фазы, выявляемого при исследовании строения смеси в характеристическом излучении вольфрама. Частицы карбида образуют скопления, размер которых составляет 7-15 мкм, что близко к размерам конгломератов, выявляемых при исследовании структуры спеченных материалов. Таким образом, формирование структурной неоднородности в спеченном материале является следствием неравномерного распределения карбидных частиц в микрообъемах, возникающего при размолле смеси. Это служит еще одним аргументом за оптимизацию длительности стадии предварительного размолла связки, которая сопровождается огрублением структуры.

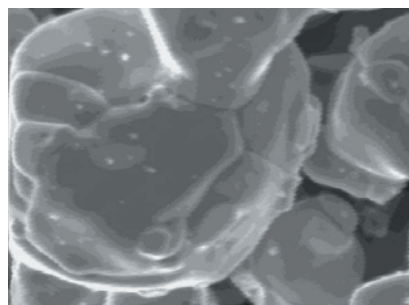
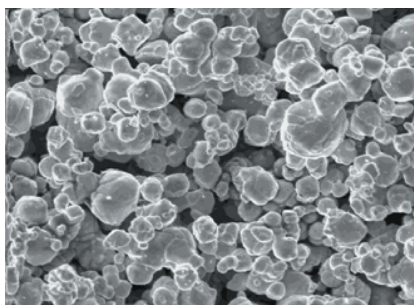
Из анализа данных следует, что совместный размол ранее подготовленной связки и частиц карбидной фазы существенно изменяет ранее сформированный гранулометрический состав. Традиционная технология изготовления смеси предусматривает предварительный размол компонентов связки, после чего добавляется порошок карбида вольфрама и размол продолжается. Твердые частицы карбида вольфрама играют роль размольщиков и эффективно измельчают относительно пластичные частицы металлических порошков. Наличие чешуек кобальта не наблюдается, частицы никеля и кобальта выявляются на изображениях в характеристическом излучении как самостоятельные частицы. При этом размер частиц никеля в 1,5-2 раза меньше, а кобальта – в 8-12 раз меньше, чем после стадии размолла связки в течении 30-36 ч. Таким образом, совместный размол эффективно предупреждает огрубление структуры, в основном, за счет разрушения ранее сформированных чешуек кобальта.

С учетом выявленного различия в строении кристаллитов карбидной фазы, в дальнейшем было

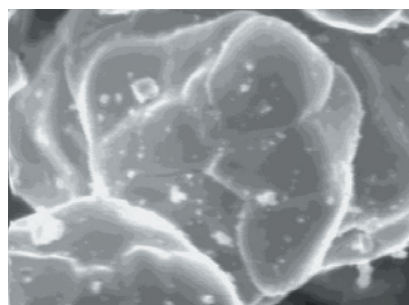
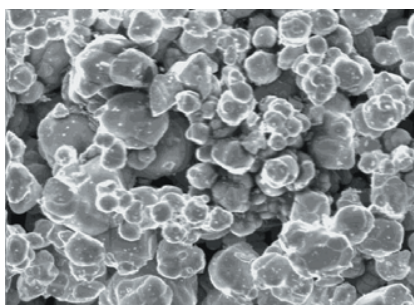
Партия № 1



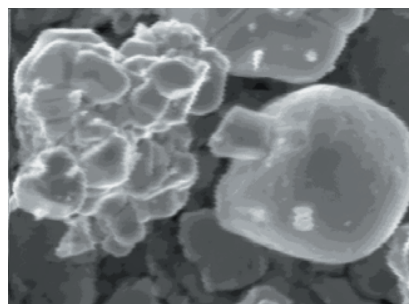
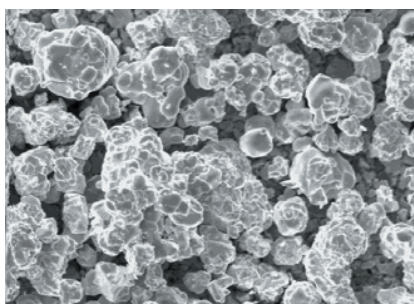
Партия № 2



Партия № 3



Партия № 4



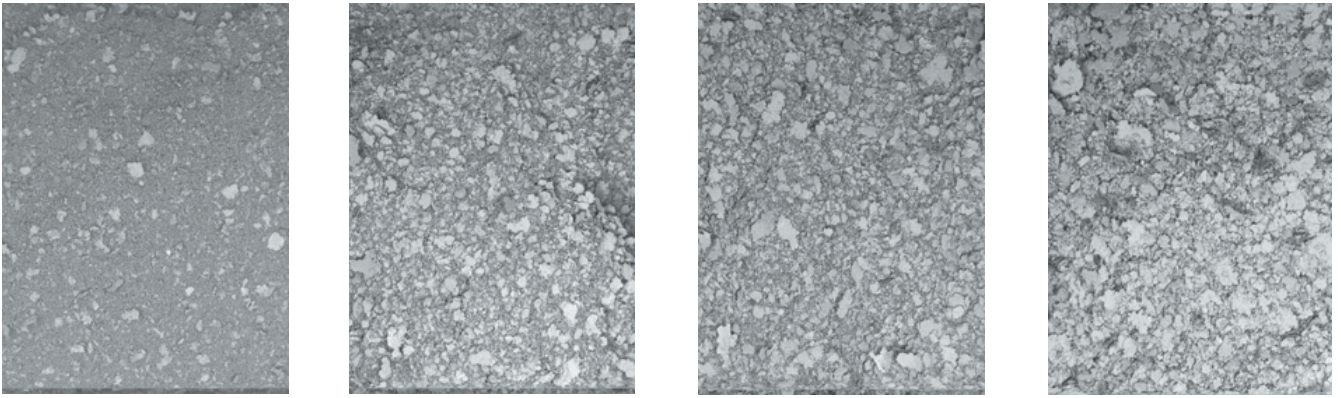
а

б

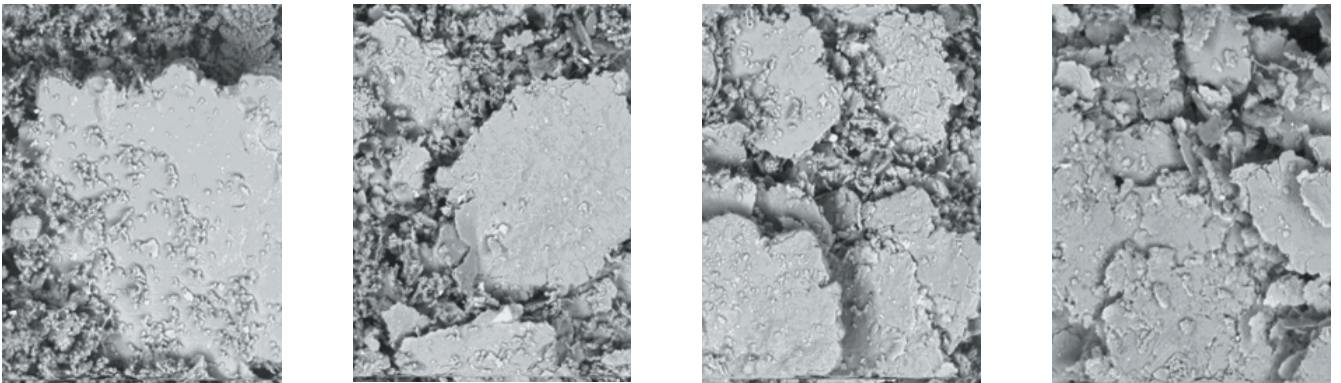
**Рис. 30.** Морфология карбидных частиц различных партий: увеличение при съемке  $\times 1000$  – горизонтальный размер изображения 100 мкм (а); увеличение при съемке  $\times 5000$  – горизонтальный размер изображения 20 мкм (б)



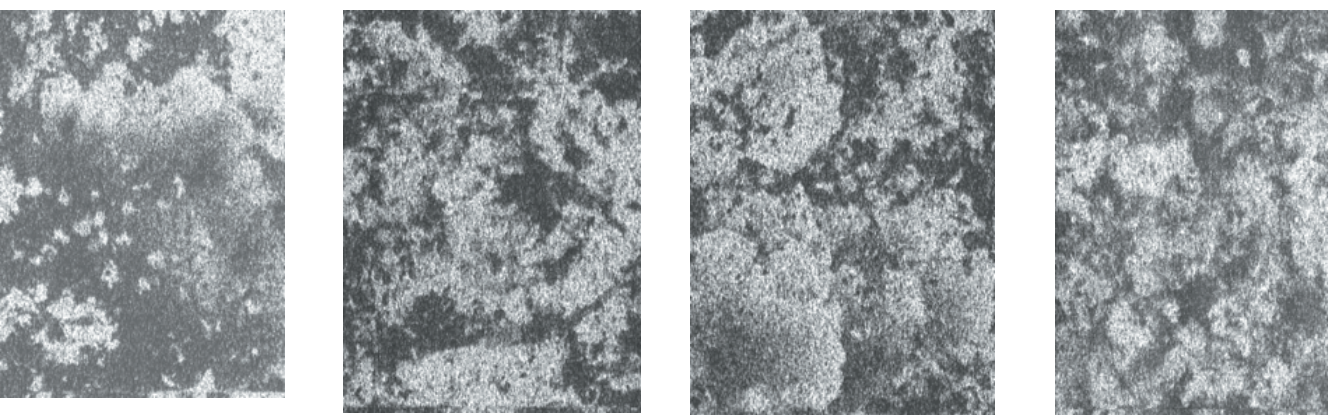
Увеличение x50, высота изображения – 2000 мкм



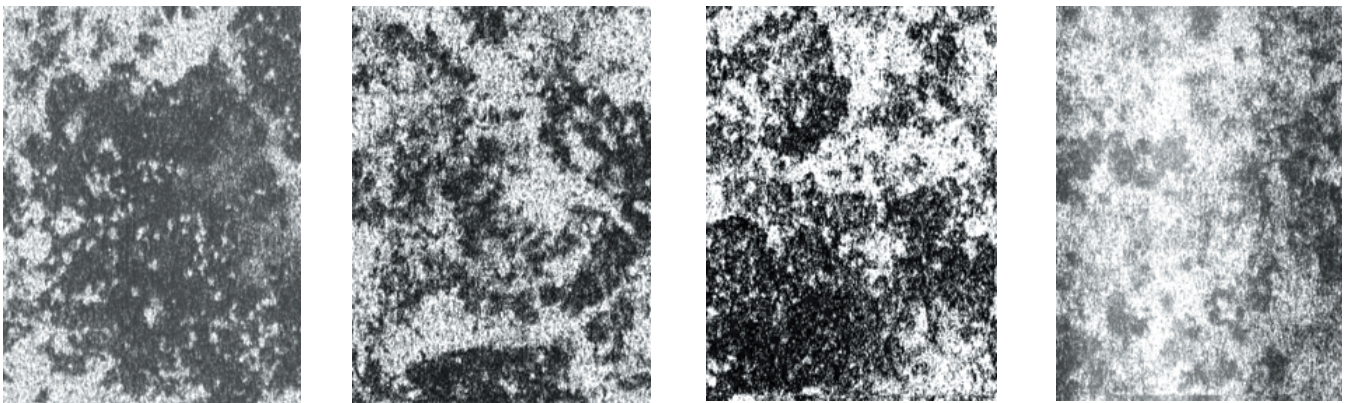
Увеличение x1000, высота изображения – 100 мкм



Увеличение x1000, характеристическое излучение кобальта



Увеличение x1000, характеристическое излучение никеля



1 ч

18 ч

24 ч

64 ч

Время размола

Рис. 31. Изменение морфологии частиц связки Co-Ni в процессе размола



## Характеристики образцов, подвергнутых рентгеноструктурному анализу

Номер образца	Тип образца	Технология получения	Характеристика карбидной фазы	Количество связки, %	Состав связки
1 2 3	исходные карбиды		партия № 1 $d_{cp}$ – 5 мкм		
партия № 2 $d_{cp}$ – 12 мкм					
партия № 4 $d_{cp}$ – 8 мкм					
4 5 6 7	твердосплавные смеси		партия № 2	20	Co+Ni
партия № 4			27	Ni	
смесь производства КЗТС			15	Co	
смесь производства КЗТС + партия № 4			20	Co+Ni	
8 9 10 11 12	твердые сплавы	ГВП	партия № 2	20	Co+Ni
ГВП		партия № 2	20	Co+Ni	
ГВП		смесь производства КЗТС + партия № 4	20	Co+Ni	
ГВП + ВТС		смесь производства КЗТС + партия № 4	20	Co+Ni	
ГИП		крупнозернистый карбид $d_{cp}$ – 10 мкм		Co+Ni+ Cr	

проведено исследование тонкой структуры карбидной фазы в исходных порошках, смесях и спеченных материалах методом рентгеноструктурного анализа.

Для исследования отобрали порошковые образцы карбида вольфрама WC, полученных из них смесей, образцы стандартных смесей производства Кировоградского завода твердых сплавов и смесей (КЗТС), полученных дошихтовкой стандартных смесей, а также образцы твердых сплавов, полученных из этих материалов методами горячего вакуумного прессования (ГВП), высокотемпературного вакуумного спекания (ВТС). Кроме того, были исследованы образцы промышленных крупнозернистых сплавов, полученных методом горячего изостатического прессования (ГИП). Характеристики образцов приведены в табл. 12.

Результаты анализа тонкой структуры карбидной фазы приведены в табл. 13.

Установлено, что величина параметра решетки является стабильной характеристикой партии карбида, производимого из определенного сырья и по определенной технологии. Технологические характеристики процессов размола и спекания не оказывают

значимого влияния на величину параметра решетки карбидной фазы.

Величина размеров блоков мозаики, определяемая по уширению дифракционных линий, также оказывается характеристикой, зависящей от технологии получения карбида. Для образцов № 1-3 она изменяется в пределах 55–64 нм, а для образца № 5 – 37 нм. Измельчение блоков мозаики является следствием интенсивного деформационного воздействия на карбидные частицы в процессе размола. В литературе имеются данные о том, что карбид вольфрама не является абсолютно хрупким и имеет способность испытывать микропластическую деформацию. Поэтому наблюдаемое измельчение фрагментов может быть следствием процессов, протекающих при силовом воздействии мелющих тел на частицы карбида в процессе производства смеси. В то же время, последующее термическое воздействие при спекании не оказывает заметного воздействия на величину исследуемого параметра.

Таким образом, из полученных результатов следует, что методом рентгеноструктурного анализа может быть выявлена фазовая неоднородность смесей, средний химический состав которых соответствует требованиям нормативной документации [10]. Установлено также, что значение параметра решетки карбида является величиной, не зависящей от технологических параметров производства изделия, в то время как величина размера блоков мозаики уменьшается в процессе силового воздействия на частицы карбида в процессе размола. Последующее термическое воздействие при спекании незначительно изменяет этот параметр, поэтому он может быть использован как характеристика процесса размола при рентгеноструктурном анализе спеченных материалов в том случае, когда проведение его непосредственно на смеси невозможно (например, при получении готовых изделий со стороны).

#### Разработка температурно-временных параметров процесса производства твердосплавных валков

В предыдущих разделах сформулированы общие требования к структуре твердых сплавов, которая

Таблица 13

## Характеристики тонкой структуры карбидной фазы твердых сплавов

Номер образца	Угол 2 $\theta$ линии (100) WC, град	Параметр решетки, пкм	Ширина максимума, град	Размер блоков мозаики, нм
1	44,982	253,2	0,203	59
2	45,073	252,7	0,188	64
3	45,102	252,6	0,217	55
4	45,101	252,6	0,302	40
5	45,060	252,8	0,324	37
6	45,124	252,6	0,271	43
7	45,171	252,2	0,319	38
8	45,103	252,7	0,273	44
9	45,124	252,5	0,284	43
10	45,169	252,2	0,397	30
11	45,103	252,6	0,376	32
12	45,129	252,4	0,377	32

должна обладать повышенной работоспособностью в условиях циклических температурно-деформационных нагрузок. Одним из основных требований является получение крупнозернистой однородной структуры с высокой степенью перекристаллизации карбидной фазы. Нами показано, что частично управлять структурой сплава можно путем выбора исходных шихтовых материалов и режима приготовления смеси. Однако получаемые смеси являются структурно неоднородными и эта особенность, в определенной степени, наследуется и материалом после спекания. Поэтому значительный интерес представляет исследование влияния температурно-временных параметров процесса производства на структуру и свойства твердых сплавов. В качестве контролируемых параметров материала выбраны: временное сопротивление изгибу, плотность и количественные характеристики микроструктуры.

Для сокращения количества экспериментов была выбрана методика активного эксперимента с последующей статистической обработкой для получения математической модели.

В данной серии планировали исследовать влияние кинетических параметров нагружения и нагрева на структуру и свойства твердого сплава. Предварительная оценка теплофизических характеристик образца показала, что при данной толщине он является термически тонким телом (критерий Био  $Bi < 0,25$ ), поэтому изменение скорости нагрева при фиксированной длительности процесса эквивалентно изменению времени нахождения образца при максимальной температуре. Поэтому в дальнейшем использовали именно эту величину. Для реализации выбрали схему двухфакторного эксперимента (5 опытов). На основании анализа полученных результатов

планировалось проведение дополнительных экспериментов с целью выбора нового базового уровня. Для упрощения трактовки полученных результатов была выбрана схема эксперимента со спеканием в твердофазной области.

По результатам реализации планируемого эксперимента получено следующее регрессионное уравнение:

$$\sigma_{\text{изг}} = 221,8 + 4,05 V_p + 1,33 TAU_t - 0,224 V_p TAU_t \pm 54,3,$$

где  $V_p$  – скорость нарастания давления;  $TAU_t$  – время приложения максимальной температуры.

Коэффициент корреляции равен 0,919. Коэффициент детерминации равен 84,4 %.

Из анализа уравнения следует, что влияние факторов взаимосвязано.

На рис. 32 показано влияние изменения параметра  $V_p$  на значения изгибной прочности. При малых временах выдержки при высоких температурах ускорение приложения давления способствует росту изгибной прочности. В то же время, если значение параметра  $TAU_t$  велико, то для увеличения прочности надо снижать скорость приложения давления (а возможно и его величину). При этом потенциальное возрастание прочности может быть существенно выше. Таким образом, исходя из результатов регрессионного анализа, перспективными следует считать режимы, предусматривающие длительные высокотемпературные выдержки при малых скоростях нарастания и невысоких значениях давления [10, 21].

Как следует из полученных результатов, скорость приложения давления и скорость нагрева оказывают сложное влияние на структуру и свойства материала. Однако с целью получения обобщенной численной характеристики, пригодной для использования в качестве критерия при управлении ходом процесса, представляет значительный интерес исследование кинетики усадки материала при различных температурно-силовых параметрах прессования.

В ходе проведения экспериментов величину усадки прессуемого образца оценивали по величине перемещения пуансона прессы за равные промежутки времени. Затем полученные данные нормировали на величину суммарной усадки, что позволило построить обобщенные кинетические кривые усадки образцов. Типичная экспериментальная зависимость усадки от времени длительности процесса при горячем прессовании сплава с 15 % связки в абсолютных и нормированных значениях приведена на рис. 33.

Из рис. 33, б видно, что форма кумулятивной кривой близка к сигмоидальной зависимости, типичной для процессов с диффузионным механизмом контроля скорости.

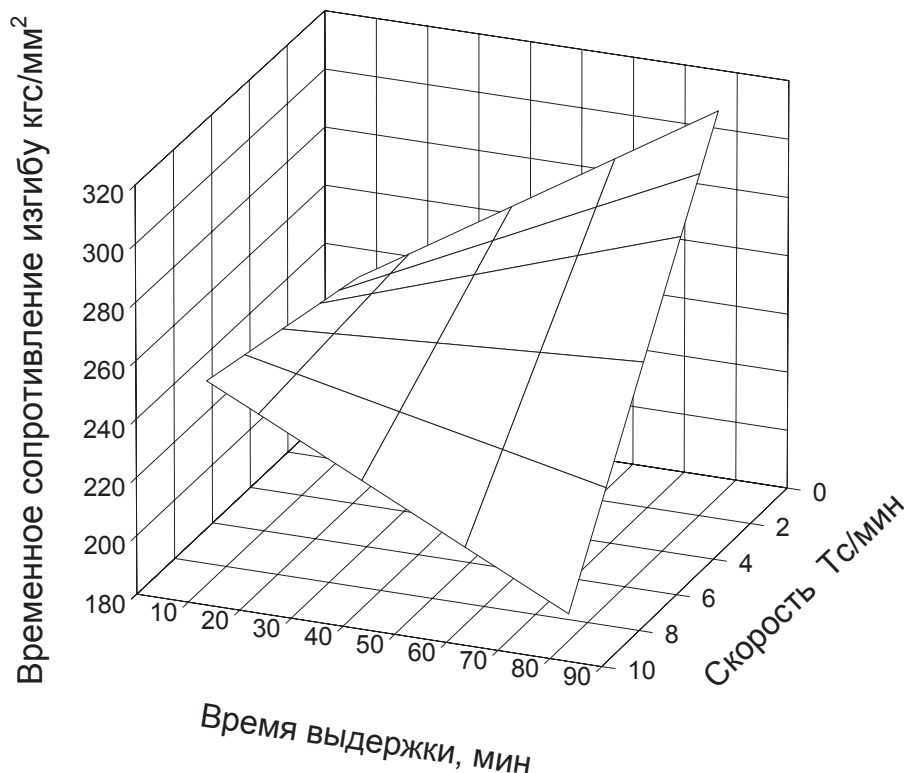
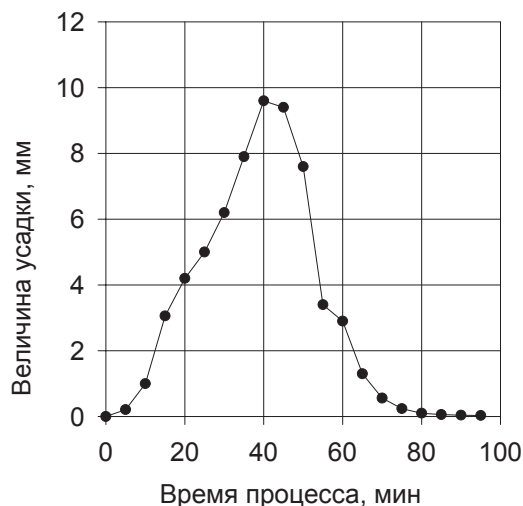
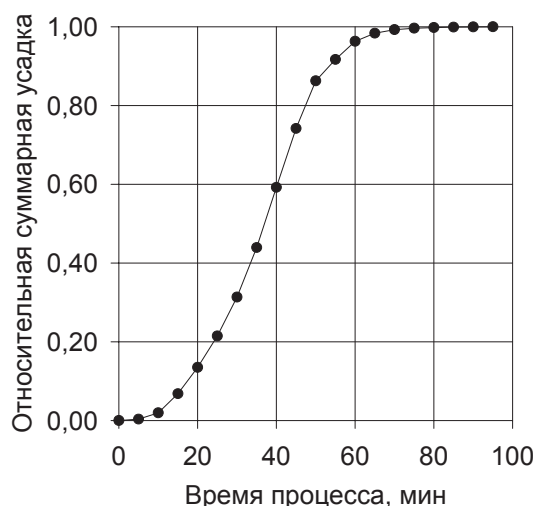


Рис. 32. Влияние параметров ГВП на прочность твердого сплава



а



б

**Рис. 33.** Кинетические кривые усадки материала с 15 % связки: абсолютное значение усадки за равные интервалы времени (а); нормированная кумулятивная кривая (б)

При высоких температурах процессы ползучести, рекристаллизации, коагуляции, спекания контролируются именно диффузионной подвижностью частиц. Поэтому сделано предположение, что для получения математического описания процесса усадки можно использовать классическое уравнение сигмоидальной кривой

$$Y = a + \frac{b}{1 - \exp\left(-\frac{X - c}{d}\right)}, \quad (23)$$

где  $a$ ,  $b$ ,  $c$ ,  $d$ , – числовые коэффициенты уравнения.

Результаты аппроксимации экспериментальных данных прессования образцов по различным режимам приведены в табл. 14.

Таблица 14

**Результаты аппроксимации экспериментальных данных уравнением (23)**

Номер режима	Коэффициенты уравнения (23)				Коэффициент корреляции
	$a$	$b$	$c$	$d$	
1	0,073	1,16	14,49	5,53	0,998
2	0,049	1,038	36,92	6,25	0,997
3	-0,065	1,08	17,43	6,34	0,999
4	-0,19	1,22	7,89	4,57	0,996

Как видно из полученных данных, несмотря на то, что параметры прессования изменялись в широких пределах, уравнение (23) позволяет достаточно адекватно описать форму зависимости, о чем свидетельствует высокое значение коэффициента

корреляции. Однако наличие четырех эмпирических коэффициентов затрудняет использование уравнения для практических целей (например, в качестве модели для адаптивного управления процессом). Поэтому предложено использовать более простую форму зависимости. Коэффициент  $a$  (табл. 14) колеблется около нулевого значения, а коэффициент  $b$  – достаточно близок к единице. Поэтому предложено использовать для аппроксимации упрощенную зависимость

$$Y = \frac{1}{1 - \exp\left(-\frac{X - c}{d}\right)}$$

Для данной серии экспериментов оптимальным, с точки зрения получения высокой прочности и однородности структуры, следует считать процесс, описываемый зависимостью

$$U_{\text{отн}} = \frac{1}{1 + \exp\left(-\frac{\tau - 18,16}{5,49}\right)},$$

где  $U_{\text{отн}}$  – относительная суммарная усадка,  $\tau$  – время процесса, мин.

Очевидно, что числовые значения зависимости должны подбираться экспериментально для конкретного материала и типоразмера изделия. В дальнейшем полученное уравнение может использоваться в качестве модели в компьютерных системах управления процессом.

В результате проведенных исследований установлено, что, регулируя параметры процесса горячего прессования, можно в широких пределах изменять структурные характеристики и свойства твердых сплавов [13, 19, 20, 35, 36].



## Разработка и изготовление оборудования для реализации процесса управляемого горячего вакуумного прессования

Как следует из полученных нами данных, для реализации процесса управляемого горячего вакуумного прессования необходимо создать оборудование для получения смесей регламентированного гранулометрического состава, а также разработать установку горячего вакуумного прессования, позволяющую прецизионно управлять параметрами процесса.

Для приготовления смесей используется принцип мокрого размола в шаровой мельнице. Футеровка мельницы и размольные тела выполнены из твердых сплавов ВК8, ВК10, что сводит к минимуму загрязнение приготовляемых смесей продуктами их износа. Требуемый гранулометрический состав смеси обеспечивается за счет регламентации длительности

и интенсивности размола в зависимости от характеристик исходных порошков и требований к готовой смеси. Общий вид установки размола приведен на рис. 34. Наличие собственного участка приготовления смесей повышает технологическую гибкость производственного процесса и позволяет оперативно реагировать на требования поставщиков при изменении сортамента заказываемой продукции.

Приготовленную смесь подвергают обработке в вакуумном испарителе, в ходе которой происходит сушка смеси, испарение, конденсация и регенерация жидкой размольной среды и контролируемая пассивация приготовленной смеси с целью снижения склонности ее к окислению при последующем

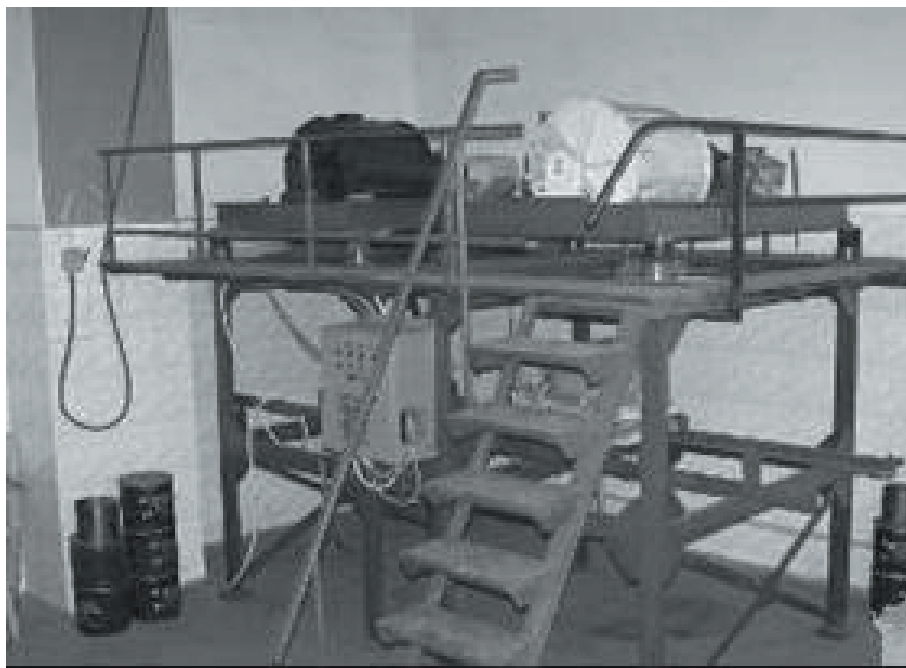


Рис. 34. Установка размола твердосплавной смеси

хранении. После сушки смесь упаковывают в вакуумированную пластиковую упаковку и помещают в металлический контейнер. Время хранения готовой смеси ограничено. Эти меры позволяют резко снизить содержание кислорода в смеси и избежать образования  $\eta$ -фазы.

В случае незначительного (до 0,15 %мас.) отклонения в меньшую сторону содержания углерода в карбиде вольфрама от стехиометрического, оно может быть скорректировано в процессе приготовления смеси путем введения углеродсодержащей добавки по разработанной специалистами НПО «Доникс» технологии.

Для работы со смесью формовку изделия про-



Рис. 35. Оснастка и пресс-форма в сборе



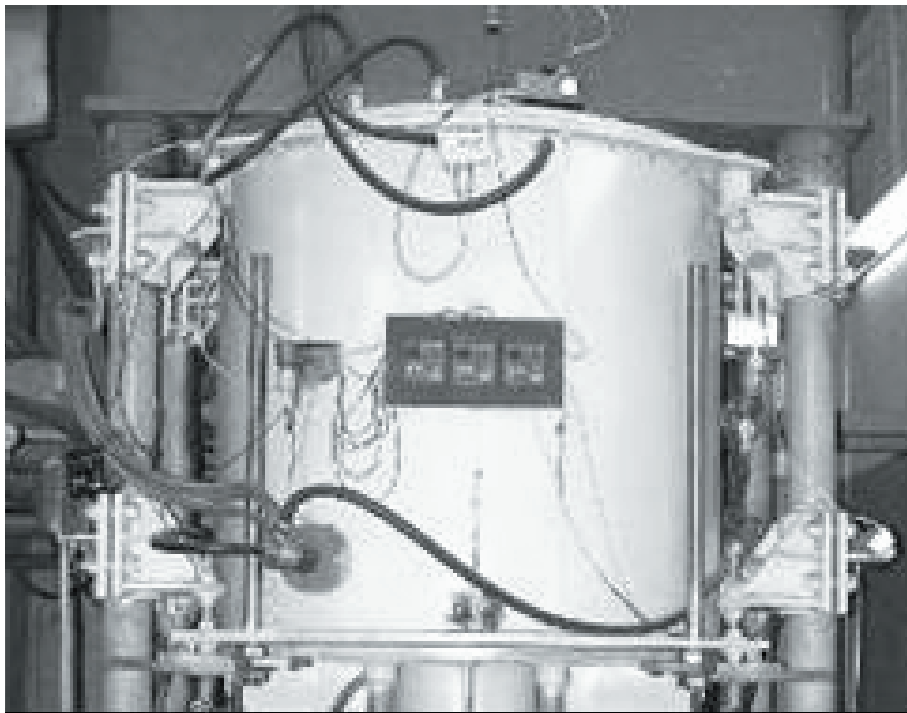


Рис. 36. Установка для реализации процесса горячего вакуумного прессования

с точностью  $\pm 100 \text{ Н/см}^2$  при поддержании вакуума в рабочей камере не хуже  $10^{-3}$  мм рт.ст. Точность регистрации линейного перемещения пуансона пресса составляет  $\pm 0,005$  мм, что позволяет управлять процессом на основе контроля кинетики усадки твердого сплава при прессовании. Требуемые технико-экономические показатели процесса прессования достигаются за счет использования долговечного объемного нагревателя сопротивления из углеродного композита, замкнутой системы охлаждения рабочей камеры, высокоэффективного тиристорного регулятора мощности с выравниванием распределения мощностей по фазам. Специально сконструированная система горячей разгрузки прессованной заготовки повышает коэффициент использования оборудования и позволяет эксплуатировать установку в непрерывном

изводят в графитовой пресс-форме, которую затем помещают непосредственно в установку для спекания. Вид оснастки и пресс-форма в сборке перед спеканием приведены на рис. 35.

Специалистами НПО «Доникс» разработана конструкция и организовано производство оборудования для реализации процесса ГВП<sub>упр</sub>, позволяющего получать изделия массой до 150 кг, диаметром до 450 мм и высотой до 200 мм, что полностью соответствует требованиям к самым крупногабаритным валкам, используемым на практике в клетях блочной конструкции [15, 20, 21].

Конструкция установки горячего вакуумного прессования обеспечивает возможность автоматизированного изменения по заданной программе температур процесса в интервале 100-1500 °С с точностью  $\pm 3$  °С и давления в интервале 0-5000 Н/см<sup>2</sup>

режиме. Рациональная механическая конструкция установки горячего прессования упрощает монтаж и ремонтно-регламентные работы. Вид установки приведен на рис. 36.

Все оборудование спроектировано специалистами НПО «Доникс», изготовлено на предприятиях Украины, смонтировано и введено в эксплуатацию. Опыт использования показал рациональность и высокую техническую эффективность принятых решений [15, 25]. Указанное оборудование создало предпосылки для развертывания промышленного производства крупногабаритных твердосплавных изделий. Особенностью реализуемой работы является то, что она выполнена без привлечения внешних финансовых ресурсов, что потребовало разработки специальной стратегии минимизации рисков.

## Организация промышленного производства крупногабаритных твердосплавных изделий

**П**ри организации производственного процесса были решены такие задачи как: создание производственных мощностей; обеспечение нормативной базы; проведение НИР и ОКР; освоение новых видов продукции; расширение рынков сбыта.

Интегрированный технологический процесс от складирования сырья до упаковки готовой продукции осуществляется на производственных мощностях НПО «Доникс». Он осуществляется на участках: склад сырьевых материалов; приготовления твердосплавных смесей; горячего вакуумного прессования с двумя установками; механической обработки крупногабаритных твердосплавных валков; контрольно-исследовательская лаборатория; склад готовой продукции; вспомогательные подразделе-

ния (участок производства оснастки, ремонтная служба, служба снабжения, архив документации).

Общий вид производственного корпуса приведен на рис. 37.

В настоящее время НПО «Доникс» обладает законченным производственным циклом изготовления твердосплавных изделий, включающим приготовление смесей, горячее прессование заготовок и их механическую обработку (шлифовку) для получения готового изделия [15, 22, 23].

Производственные подразделения оснащены уникальным оборудованием, позволяющим производить методом ГВП<sub>упр</sub> изделия из твердых сплавов с наружным диаметром до 450 мм и высотой до 200 мм. Масса единичного изделия из твердого



Рис. 37. Производственный корпус участка порошковой металлургии НПО «Доникс»

сплава на основе карбида вольфрама может достигать 150 кг.

На базе выполненных исследований, полученных и представленных результатов в НПО «Доникс», освоено промышленное производство широкой гаммы твердосплавных смесей на основе WC на связке из кобальта, никеля, а также сплавов «никель-кобальт» и «никель-кобальт-хром». Средний размер зерна карбидной фазы может изменяться в пределах 1-7 мкм, содержание связки может находиться в пределах 8-30 %мас. Характеристика производимых твердосплавных смесей приведена в табл. 15.

С использованием разработанных теоретических положений, технологии производства и обеспечивающего ее оборудования было начато промышленное производство твердосплавных валков дискового типа сначала диаметром до 215 мм и массой до 35 кг [20], потом – до 330 мм и до 90 кг [22], а в настоящее время – до 450 мм, высотой до 200 мм и массой до 150 кг. Валки такого типа применяют на современных проволочных станах при скорости прокатки до 120 м/с.

Таблица 15

**Химический состав и физико-механические свойства твердосплавных смесей**

Марка	Химический состав, %					Плотность, $\times 10^3$ кг/м <sup>3</sup> (г/см <sup>3</sup> )	Твердость, HRA, не менее	Прочность при изгибе, $\times 10^6$ Па (Н/мм <sup>2</sup> ), не менее
	WC	TiC	Co	Ni	Cr			
ТС-11	89	-	6,5	6,5	-	14,2-14,4	87	2900
ТС-14	86	-	7	7	-	13,9-14,2	85	2900
ТС-20	80	-	9	9	2	13,4-13,6	83	2700
ТС-26	75	-	13	13	-	12,9-13,2	82	2700
ТС-28	72	-	14	14	-	12,7-13,0	82	2600
ТС-30	70	-	14	14	2	12,5-12,8	81	2600
ТС-15/15	70	-	15	15	-	12,5-12,8	81	2600
ВК-11	89	-	11	-	-	14,2-14,4	87	2900
ВК-15	85	-	15	-	-	13,9-14,1	85	2900
ВК-20	80	-	20	-	-	13,3-13,8	83	2700
ВК-25	80	-	25	-	-	12,9-13,2	82	2700
ВК-28	72	-	28	-	-	12,7-13,0	82	2600
ВК-30	70	-	30	-	-	12,5-12,8	81	2600
ВН-15	85	-	-	15	-	13,9-14,1	83	2200
ВН-25	75	-	-	25	-	12,9-13,2	79	2200
ТН-40	-	60	-	40	-	6,3-6,5	75	1000

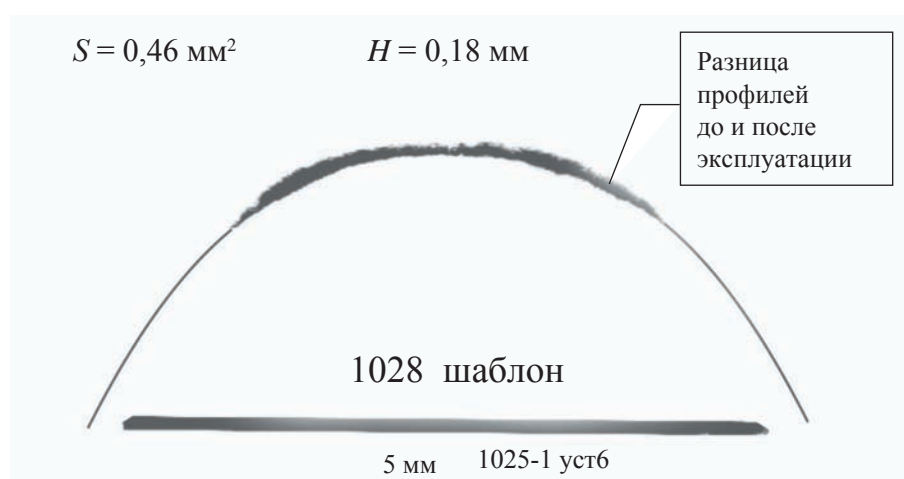


## Разработка системы мониторинга работы валков и создание системы управления качеством производимой продукции

**Ш**ирокое промышленное производство твердосплавных прокатных валков дискового типа обусловило необходимость исследований работоспособности таких валков непосредственно в промышленных условиях.

Условия работы валков дискового типа в блоках клетей высокоскоростных проволочных станов характеризуются комбинированным воздействием циклических механических и термических нагрузок, протеканием коррозионных и окислительных процессов на рабочей поверхности, наличием адгезионного взаимодействия с обрабатываемым материалом. Вклад указанных факторов в процесс износа поверхности калибров меняется в зависимости от места установки валка в потоке стана (промежуточный или чистовой блок клетей), особенностей калибровки, температурного режима прокатки, характеристик прокатываемой стали, состояния механического оборудования и устройств охлаждения валков. Адекватное моделирование всей комбинации факторов в лабораторных условиях затруднено, поэтому нами использованы результаты мониторинга процесса эксплуатации твердосплавных валков, используемых на прокатных станах предприятий Украины за период с 2002 по 2005 гг. (станы 150 ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог» и ЗАО «Макеевский металлургический завод»).

На первом этапе было проведено изучение изменения профиля калибров твердосплавных валков. Предварительный анализ показал, что наиболее жесткие условия эксплуатации реализуются при



**Рис. 38.** Общий вид зоны износа, выделяемой после компьютерной обработки изображения

прокатке круглых профилей  $\varnothing 5,5$  мм. При этом круглые калибры имеют более выраженный износ, чем овальные. Поэтому было выполнено исследование износа профиля калибра последней чистовой клетки проволочных станов, как наиболее нагруженного и имеющего минимальный тоннаж прокатки за одну установку из всего комплекта валков.

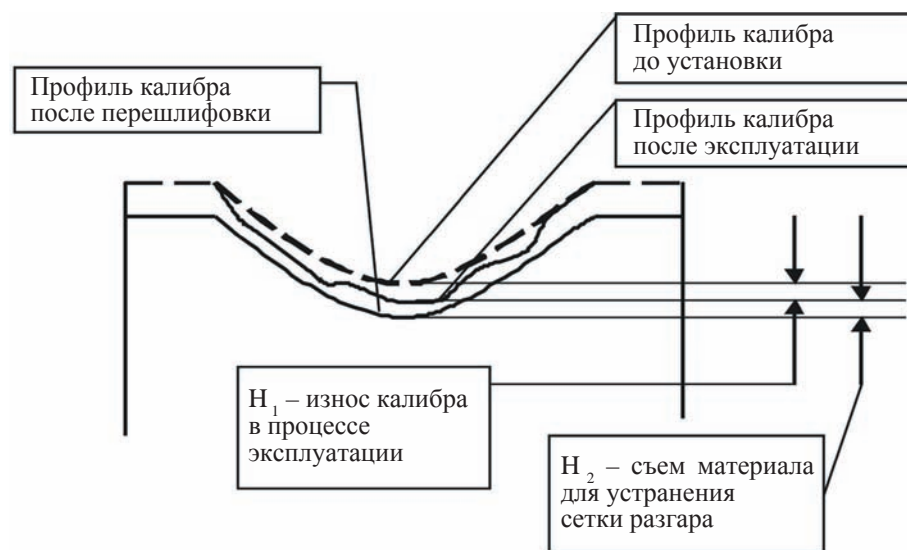
Качественную оценку выполняли путем сравнения исходного профиля калибра валков с профилем после эксплуатации. Количественную оценку степени износа производили по следующим показателям: увеличение площади калибра после эксплуатации  $S$  ( $\text{мм}^2$ ); максимальное линейное отклонение профиля валков после эксплуатации от исходного  $h$  (мм).

Измерение проводили с помощью специализированного пакета количественного анализа изображений «Image Tool 2.0». Затем рассчитывали удельные показатели износа на 1 т прокатанного металла.

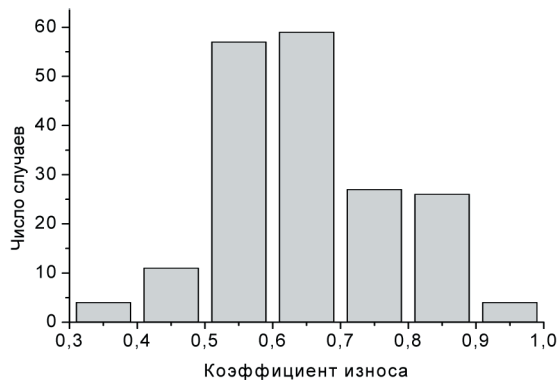
С использованием компьютерных программ анализа изображений производили определение площади изношенного слоя путем графического вычитания площади исходного калибра (шаблона) из площади калибра после эксплуатации (рис. 38). С использованием этой методики получены количественные характеристики процесса износа для дальнейшего анализа.

На основании полученных данных предложена упрощенная методика количественной оценки степени износа калибров при прокатке. Она сводится к измерению двух количественных показателей калибра (рис. 39).

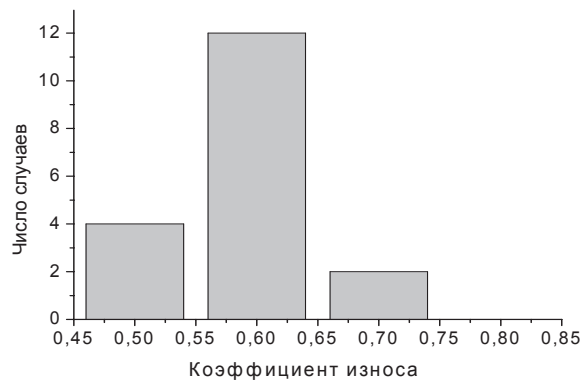
На рис. 39 обозначено  $H_1$  – максимальное увеличение глубины вреза калибра после эксплуата-



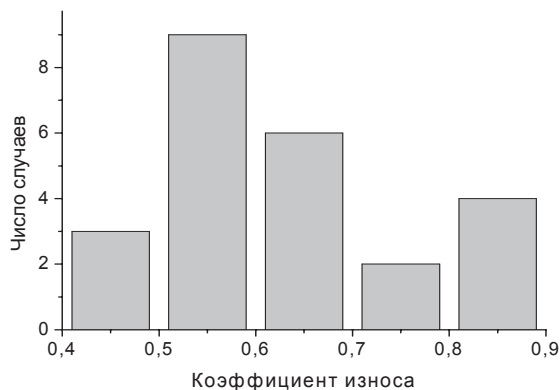
**Рис. 39.** Схема проведения замеров при оценке износа калибра



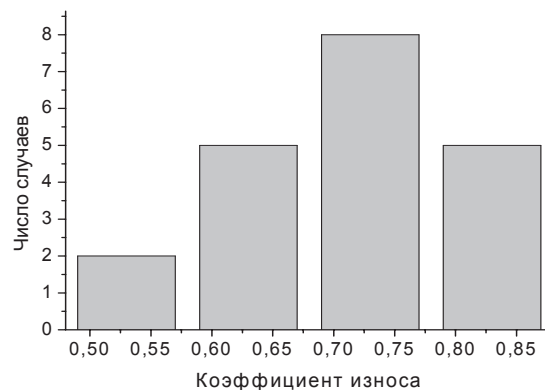
Суммарная гистограмма



Валок № 58099



Валок № 58084



Валок № 58087

**Рис. 40.**

Распределение коэффициентов износа валков производства 2003 г. за период эксплуатации с октября 2004 г. по ноябрь 2005 г. в клетке № 19 стана 150 АМКР

ции из-за износа;  $H_2$  – величина съема материала для устранения следов износа. Тогда износ калибра за одну установку будет равен сумме этих величин. Обе величины измеряют стрелочным индикатором с точностью 0,01 мм и заносят в журнал при каждой перешлифовке валка. Отношение суммарного фактического износа к нормативной величине уменьшения диаметра при перешлифовке является безразмерным критерием степени износа и может быть использовано для оценки надежности работы валка (она тем выше, чем меньше коэффициент износа). Этот критерий позволяет сравнивать работоспособность валков.

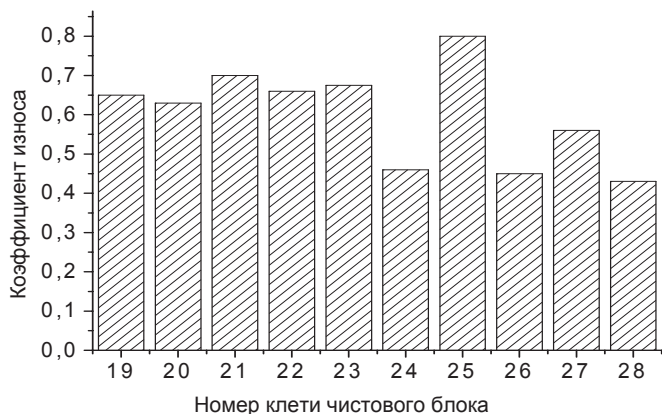
Результаты мониторинга накапливаются в базе данных и подвергаются статистической обработке, которая позволяет выявить как средние величины износа, которые характеризуют работоспособность валка, так и распределение величин износа для каждого валка, что характеризует стабильность работы оборудования прокатного стана. Примеры гистограмм, характеризующих работу валков, приведены на рис. 40.

За весь период наблюдения все валки клетки № 19 уложились в требуемый норматив съема металла при перешлифовке, однако разброс значений коэффициента износа достаточно велик. Максимум суммарного распределения соответствует величине 0,60-0,65, тогда как интервал варьирования составляет 0,32-0,95. Статистика работы отдельных валков показывает, что их средняя надежность меня-

ется. Максимум распределения находится в пределах 0,55-0,75 (сравнивали данные работы валков, при изготовлении которых вносились изменения в технологический режим). Таким образом, статистический анализ может быть использован для оптимизации параметров производственного процесса. В то же время видно, что и производственные факторы оказывают влияние на работоспособность валка. Интервал варьирования коэффициента износа одного и того же валка может быть больше, чем интервал варьирования средних значений разных валков (например, валок № 58084, имеющий бимодальное распределение). Ведение статистической базы учета позволяет, в частности, отслеживать изменение характеристик работы валков во времени, что позволяет выявить медленное изменение параметров эксплуатации.

Показателен также график распределения коэффициентов износа валков по клетям стана (рис. 41). Из рисунка видно, что валки (типоразмер 215×120×72 мм, клетки № 19-23) имеют близкие коэффициенты износа, в то время как валки (типоразмер 170×90×62 мм, клетки № 24-28) имеют резко различающиеся коэффициенты износа. Наиболее нагруженной является клеть № 25. Полученные данные свидетельствуют о необходимости внесения изменений в параметры технологии прокатки для выравнивания нагруженности валков в различных клетях.

Для валков клеток чистового блока коэффициент



**Рис. 41.** Средний коэффициент износа валков в клетях чистового блока стана 150 за период эксплуатации с октября 2004 г. по ноябрь 2005 г.

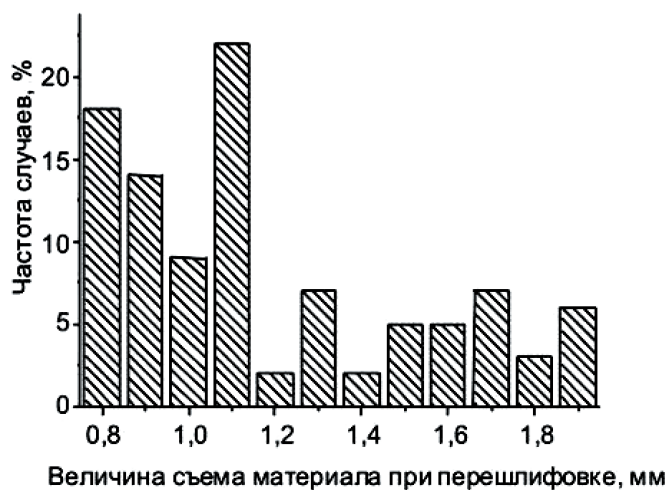
износа носит характер индикатора надежности валка. В клетях № 15-18 используют дифференцированные нормы съема материала в зависимости от фактического износа. Поскольку в мини-блоке работает комплект из четырех валков, величина съема всех валков определяется по наиболее изношенному. Поэтому повышение стойкости валков и уменьшение числа выпадов в сторону повышенного износа обеспечивает значительный экономический эффект. На рис. 42, а показаны гистограммы распределения величины съема в этих клетях на валках, изготовленных по технологии вакуумного спекания (ВС), а на рис. 42, б – по технологии управляемого горячего вакуумного прессования (ГВП<sub>упр</sub>).

Из рис. 42 видно, что внедрение новой технологии ГВП<sub>упр</sub> позволило увеличить долю валков, которые при перешлифовке имели съем менее 1 мм с 32 для технологии ВС до 79 % – для технологии ГВП<sub>упр</sub>. Средний съем составил 1,19 для технологии ВС и 0,73 мм – для технологии ГВП<sub>упр</sub>.

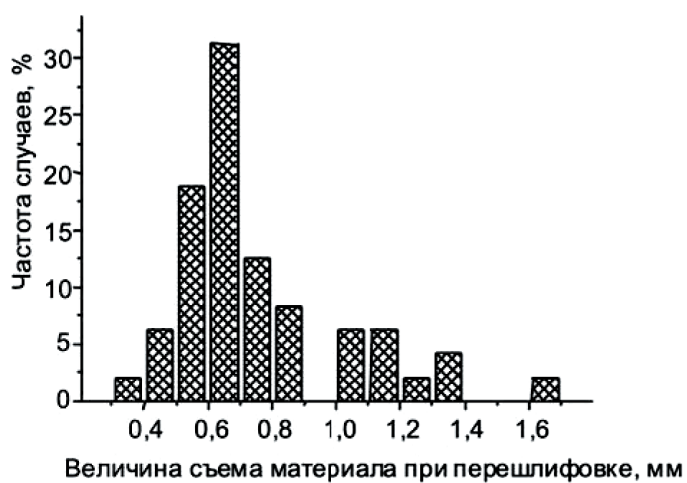
В условиях действующего производства все валки одной группы клеток перешлифовывают на один диаметр. Как показали исследования, величина максимального и минимального износов валков одного комплекта может различаться в 1,5-2 раза из-за различий в износостойкости отдель-

ных валков. При этом необходимо учитывать, что повышенный износ даже одного валка в комплекте приводит к повышенной величине съема при перешлифовке всего комплекта. Поэтому повышение стабильности характеристик валков различных партий позволило бы производителю валков установить повышенные нормы наработки и внести их в нормативную документацию. Основной проблемой для достижения указанной цели является отсутствие однозначной корреляции между характеристиками материала валка, определяемыми при сдаточных испытаниях (плотность, твердость, временное сопротивление изгибу) и его стойкостью.

Исследования, проведенные НПО «Доникс» [10, 11, 17], показали, что дополнительная информация может быть получена путем количественного анализа микроструктуры материала валка после спекания. Разработана и используется методика изготовления шлифа и изучения микроструктуры непосредственно на готовом изделии, однако она достаточно трудоемка и с ее помощью можно оценить качество уже готового изделия, но нельзя управлять им в процессе производства. Поэтому наиболее эффективным путем повышения стабильности служебных характеристик является сужение пределов колебаний всех параметров производственного процесса. Проблема обеспечения высокой стабильности служебных характеристик твердосплавных дисковых валков в НПО «Доникс» решена созданием и введением в действие *системы управления качеством продукции*, составной частью которой является *система статистического контроля процесса производства* (СКП). Она предусматривает постоянный контроль основных технологических параметров и фиксацию всех случаев статистически значимого отклонения их от требуемых значений. Однако опыт использования этой системы показал, что в этом случае не всегда удается предотвратить отрицательное влияние случайных (неконтролируемых) факторов. Поэтому наряду с системой СКП разработана и внедрена в производственную практику также процедура статистического контроля качества продукции (СКК).



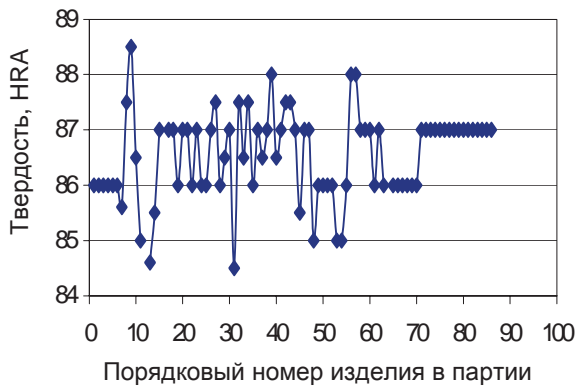
а



б

**Рис. 42.** Гистограммы распределения величины съема при перешлифовке в клетях № 15-18 стана 150 валков, изготовленных по технологиям: ВС (а); ГВП<sub>упр</sub> (б)





а



б

**Рис. 43.** Диаграммы изменения твердости валков типоразмера 170×90×62 мм в зависимости от времени производства (по горизонтальной оси указан порядковый номер изделия в партии): валки, произведенные по технологии ГВП<sub>упр</sub> (а); валки, произведенные по технологии ВС (б)

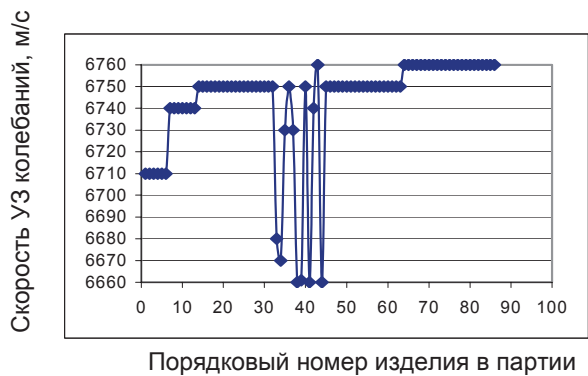
Постоянный мониторинг большого числа количественных параметров и характеристик изделий позволяет определять тенденции изменения и дрейфа параметров и осуществлять корректирующие воздействия до возникновения значительных отклонений, ведущих к выходу за допустимые пределы.

К числу характеристик показателей качества, включенных в процедуры СКК, относятся временное сопротивление изгибу, твердость, плотность, скорость распространения УЗК и уровень фона при проведении УЗК. Корреляция двух последних характеристик с особенностями структуры и необходимость их контроля обоснованы ранее.

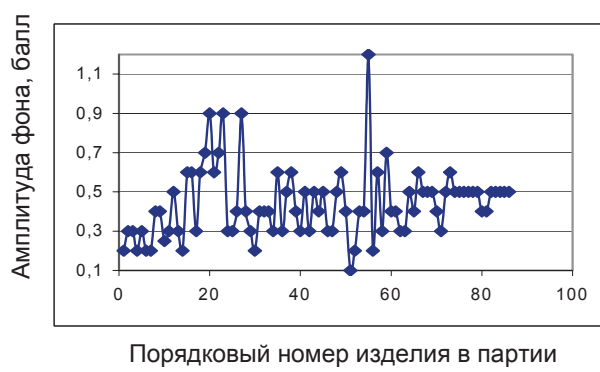
На рис. 43 и 44 приведены примеры временных диаграмм распределения некоторых характеристик

качества валков. Из рисунков видно, что диаграммы позволяют зафиксировать момент возникновения возмущения и провести корректирующие мероприятия (например, рис. 43, а; 44, а), а также наглядно видеть результаты вносимых в технологию изменений (рис. 44). В результате накопления и анализа статистической информации показано, что процесс ГВП<sub>упр</sub> обладает гораздо большей стабильностью и управляемостью, чем процесс ВС, что позволило полностью перейти на процесс ГВП<sub>упр</sub> при изготовлении твердосплавных валков дискового типа.

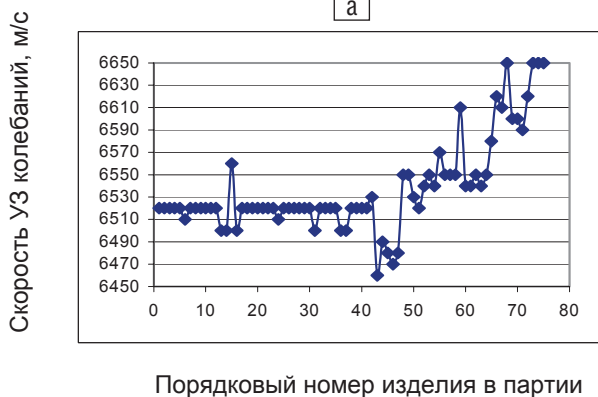
В качестве примера в табл. 16 показаны статистические характеристики валков из материала ТС15, производимых по технологии ГВП<sub>упр</sub>. Таким образом, в результате внедрения систе-



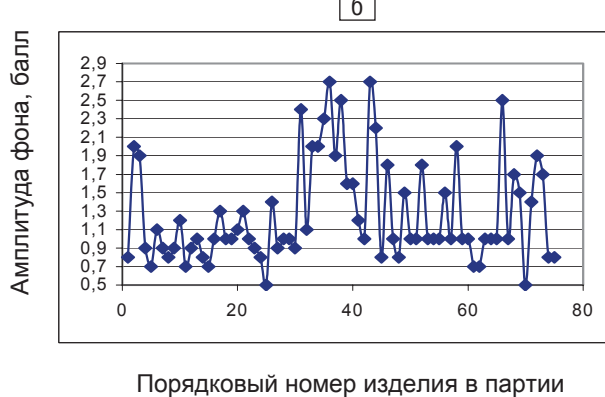
а



б



в



г

**Рис. 44.** Диаграммы изменения скорости УЗК (а, в) и относительного уровня фона (б, г) валков типоразмера 170×90×62 мм в зависимости от времени производства (по горизонтальной оси указан порядковый номер изделия в партии): валки, произведенные по технологии ГВП<sub>упр</sub> (а, б); валки, произведенные по технологии ВС (в, г)

**Характеристики твердосплавных валков из смеси ТС-15, производимых по технологии ГВП<sub>упр</sub>**

Параметры качества	Номинальное значение	Наблюдаемое отклонение (в 95 % случаев)
Прочность на изгиб, Н/мм <sup>2</sup>	2850	+/-100
Твердость, HRA	86	+/-1
Плотность, г/см <sup>3</sup>	14,05	+/-0,05
Скорость распространения ультразвуковых волн, м/с	6730	+/-20

мы статистического контроля качества удается поддерживать характеристики валков в узких пределах.

В целом разработанная система управления качеством позволила сертифицировать производство в соответствии с требованиями стандарта ISO 9001-2000.

Отработка технологии привела к повышению фактической стойкости валков. Из полученных в результате исследований данных следует, что повышение эффективности использования дисковых валков возможно за счет технически обоснованного уменьшения нормативов съема при переточке на основании статистического анализа показателей работы валков в условиях конкретного стана. Другим вариантом может быть увеличение нормативов наработки при сохранении прежних нормативов съема при переточке. Потенциально это более эффективный путь, так как увеличение массы прокатываемого металла за одну установку позволяет сократить время простоя стана для перевалки и тем самым увеличить производительность стана. Еще одним организационным ресурсом является применение дифференцированных норм съема материала при перешлифовках.

Организация производства изделий с оптимизированными параметрами и стабильными значениями свойств позволили отказаться от жестко установ-

ленных норм съема материала и перейти к съему по фактическому износу, что позволяет более полно использовать ресурс изделий [10, 23-25, 27].

Таким образом, проведенные работы позволили:

- разработать эффективные технологии производства твердосплавных валков, превосходящие по эффективности и экономическим показателям процесс традиционного горячего вакуумного прессования и вакуумного спекания;

- разработать оптимальные составы сплавов с учетом особенностей эксплуатации валков различных типов;

- отработать методы контроля качества изделий на всех этапах производства, обеспечивающие получение изделий с высокими стабильными свойствами;

- внедрить технически обоснованные нормы съема материала при перешлифовках валков;

- внедрить дифференцированные нормы перешлифовки валков по фактическому износу.

Указанные мероприятия внедрены в НПО «Доникс» при производстве твердосплавных валков в условиях ЗАО «Макеевский металлургический завод» и ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог» при их эксплуатации. Они позволили повысить ресурс производимых НПО «Доникс» валков на 7-25 % по сравнению с лучшими мировыми образцами.

### **Организация промышленного производства твердосплавных бандажей и других изделий широкого сортамента**

**Н**акопленный опыт производства твердосплавных прокатных валков дискового типа позволил перейти к расширению сортамента выпускаемой продукции [25].

Начиная с 2004 г., НПО «Доникс» реализует научно-исследовательскую программу по разработке технологии и организации производства твердосплавных бандажей для валков мелкосортных прокатных станов, производящих периодический арматурный профиль № 8-14. В настоящее время скорость прокатки на таких станах не превышает 30 м/с. Используемые чугунные валки имеют норматив наработки на один калибр на уровне 80-120 т за одну установку, что приводит к значительным потерям времени на переходы и перевалки валков с прокатки одного размера профиля на другой. Кроме того, геометрическая форма и размеры профиля, прокатываемого с использованием чугунных валков, изменяются в достаточно широких пределах из-за износа калиб-

ра в процессе эксплуатации, что не позволяет вести прокатку в минусовом поле допусков.

Использование более износостойких материалов позволяет устранить эти проблемы. В процессе реализации программы установлено, что при использовании в качестве материала валка твердого сплава на основе WC стойкость калибра повышается в 9-11 раз, а норма съема материала при переточке валка снижается в 2-3 раза, что позволяет увеличить массу металла, прокатываемого на валке за кампанию в 20-30 раз. Это позволяет получить экономический эффект за счет снижения удельной стоимости расхода валков на 1 т проката, несмотря на большую стоимость твердого сплава. Однако гораздо больший эффект достигается за счет снижения простоя стана на перевалку валков и повышения точности готового профиля.

Валки мелкосортных станов обладают рядом особенностей. Это, прежде всего, достаточно большие

диаметр (до 350 мм) и длина бочки (до 400 мм) валков и относительно невысокая скорость прокатки (что приводит к увеличению тепловой нагрузки на поверхность калибра). Кроме того, твердость материала валка должна позволять формировать профиль калибра для прокатки периодического профиля методами механической обработки (резания). Поэтому реализация указанных преимуществ возможна только при условии, что валок будет иметь комбинированную конструкцию, в которой из твердого сплава выполнена только рабочая часть (так называемый «бандаж»), а материал бандажа валка будет обладать требуемым сочетанием износостойкости, разгаростойкости и обрабатываемости.

Промышленные испытания бандажированных валков подтвердили их техническую и экономическую эффективность. В ходе освоения бандажированных валков специалисты ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог» и ЗАО «Макеевский металлургический завод» провели работу по модернизации систем охлаждения валков чистовых клетей реконструируемых станов, разработали конструкции высокопроизводительных охлаждающих устройств, обосновали параметры охлаждения, нормы наработки на калибр и нормы съема материала при перешлифовке.

Выполнены сравнительные исследования рабочих характеристик бандажированных валков, изготовленных из материалов разного химического и гранулометрического состава. Полученные данные использованы для разработки технологии производства бандажированных валков для прокатки периодических профилей.

Проведены испытания разных схем крепления бандажа на валу и выполнены промышленные испытания бандажированных валков разной конструкции. На основании полученных результатов предложена конструкция валка с бесшпоночной фиксацией бандажа за счет осевых сил и обоснован

оптимальный химический и гранулометрический составы материала.

Предложена конструкция валка с твердосплавными бандажами для работы в разделяющих клетях мелкосортных станов при реализации процесса «прокатка-разделение» [37, 38]. Такие валки производства НПО «Доникс» используют в настоящий момент в промышленном масштабе на предприятии «Промет Стиил» (Болгария).

НПО «Доникс» освоено производство бандажей из сплава на основе WC с содержанием связки до 30 % мас. Ширина бандажа составляет до 200 мм, что позволяет при установке двух бандажей на валке получить эффективную протяженность бочки – до 360 мм, что составляет более 70 % длины бочки чугунного валка. Наружный диаметр бандажа изготавливается по требованию заказчика (до 450 мм), внутренний диаметр определяется конструкцией оси валка и методом крепления. В производимых в настоящее время бандажах наружный диаметр составляет 290-390 мм, внутренний – 220-280 мм. Крепление бандажа на оси осуществляется с натягом с помощью специальной конструкции зажимного устройства, без дополнительного шпоночного крепления, что упрощает конструкцию и предотвращает риск разрушения бандажа из-за наличия концентратора напряжения – шпоночного паза. Общий вид валка с установленными бандажами приведен на рис. 45.

Разработанная технология ГВП<sub>упр</sub> оказалась эффективной при производстве цилиндрических изделий с относительно небольшой толщиной стенки. Так, для бандажей отношение высоты изделия к толщине стенки может составлять 5:1. Однако в некоторых случаях возникает необходимость в изделиях с более высоким отношением этих размеров. Так, например, благодаря широким возможностям разработанного варианта ГВП<sub>упр</sub>, было налажено производство износостойких тонкостенных цилиндрических

штуков с отношением высоты к толщине стенки 30:1. Эти втулки используют как элемент подшипника скольжения бурового оборудования, работающего в условиях омывания жидкостями, содержащими абразивные частицы.

В настоящее время в НПО «Доникс» проводятся научно-исследовательские работы по разработке более эффективных составов твердых сплавов и дальнейшему расширению сферы применения разработанной технологии, в частности, для производства изделий из безвольфрамовых твердых сплавов и карбидосталей.

Разработаны сплавы системы WC-(Fe, Ni) предназначенные для замены традиционных сплавов с кобальтовой связкой для работы в условиях пониженных механических нагрузок. Их прочность

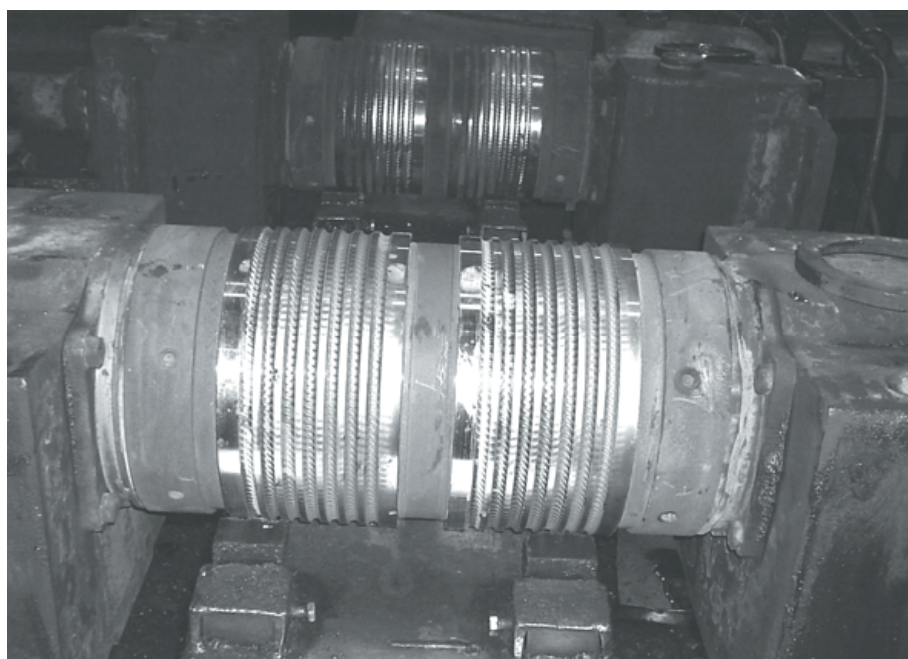


Рис. 45. Бандажированные валки стана 250 в сборе с подшипниковыми опорами



незначительно уступает прочности традиционных сплавов, а экономический эффект достигается за счет применения более дешевой связки, состоящей из 80 % Fe и 20 – Ni. Экспериментально показано, что использование процесса ГВП<sub>упр</sub> позволяет получать беспористые изделия со связкой такого состава, что невозможно при использовании технологии вакуумного спекания.

Выполнен цикл теоретических и экспериментальных исследований в отрасли формирования структуры и свойств сплавов систем WC-Fe, TiC-Fe, TiC-Fe-Ni, которые формируются в результате взаимодействия матричных расплавов с карбидной фазой в твердом состоянии. Специалистами ГВУЗ «ДонНТУ» предложен оригинальный процесс введения карбидной фазы в ванну расплавленного металла во время электрошлакового переплава электрода матричного состава под активными кальцийсодержащими шлаками в атмосфере инертных газов.

Разработано соответствующее оборудование и отработаны технологии реализации процесса для указанных систем и выполнено экспериментальное подтверждение возможности использования нового процесса для получения сплавов с разной концентрацией карбидной фазы.

В результате выполнения исследований экспериментально показана возможность получения сплавов системы WC-Fe с использованием электрошлаковых технологий [39, 40]. Установлена предельная концентрация карбидной фазы, при превышении которой изменяется механизм эвтектической кристаллизации в системе из типичного для ледебуритных сталей на абнормальный, типичный для твердых сплавов (рис. 46).

Показано, что проведение высокотемпературных выдержек в двухфазной области со следующим замедленным охлаждением активизирует процессы растворения-выделения карбидной фазы, что позволяет получать высокую прочность связи карбидов вольфрама с матричной фазой на основе железа. Этот результат позволил обосновать возможность использования более дешевых связующих сплавов. Полученные результаты позволили также разработать концепцию жидкофазного горячего вакуумного прессования твердых сплавов с экономичной связкой на основе сплавов железо-никель, в которых связь формируется в результате растворения-

выделения карбидной фазы. Полученные результаты использованы при изготовлении роликов трайб-аппаратов и роликов роликовых проводок проволочных станок.

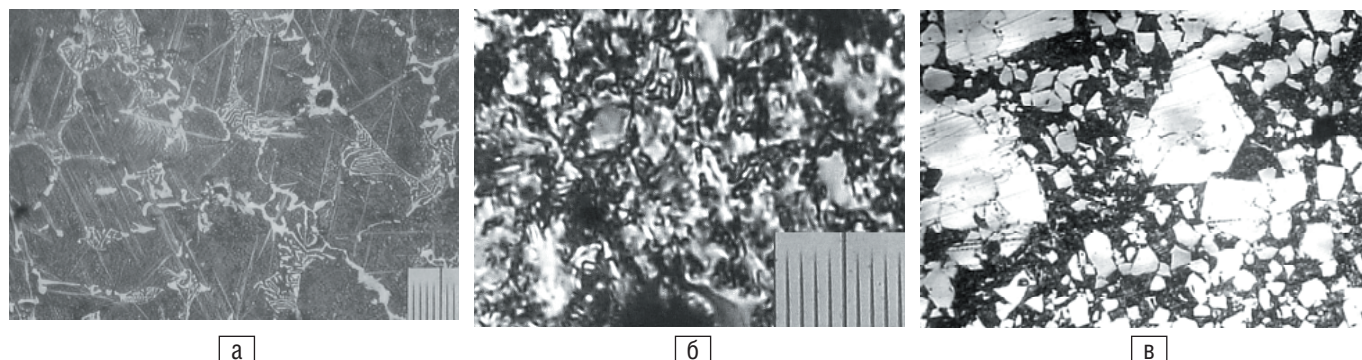
Особенностью процесса управляемого горячего вакуумного прессования является высокая технологическая гибкость, что позволяет изготавливать изделия из материалов разного состава, в том числе с повышенным содержанием связки. В отличие от процессов вакуумного спекания и горячего изостатического прессования, формирование изделия происходит в пресс-форме, поэтому возможно проведение процесса жидкофазного спекания с сохранением высокой геометрической точности изделия. Возможность проведения процесса прессования в жидкофазной области позволяет обрабатывать широкую гамму составов твердосплавных материалов, в том числе и таких, для которых при обычном спекании не удается получить беспористую структуру. Это позволяет производить по технологии ГВП<sub>упр</sub> не только прокатные валки, но и другие крупногабаритные изделия.

В частности, с применением этой технологии освоено производство торцевых уплотнений насосов, твердосплавной оснастки для изготовления фасонного огнеупорного и строительного кирпича, матриц, пресс-форм для аппаратов высокого давления, биметаллических изделий из композиций «твердый сплав-конструкционный сплав».

Некоторые из видов производимой продукции на производственном участке порошковой металлургии НПО «Доникс» показаны на второй и третьей страницах обложки журнала.

Торцевые уплотнения насосов представляют собой тонкие кольца большого диаметра. Изготовление их в пресс-форме позволяет обеспечить высокую точность размеров заготовки и однородную беспористую структуру, что упрощает дальнейшую механическую обработку и повышает эксплуатационные свойства изделий. Благодаря получению высокоточной заготовки, технология эффективна также и при производстве твердосплавных плунжеров.

Для изделий измерительной техники налажено производство маломангнитных твердосплавных комплекующих, которые из-за особенностей состава обладают пониженной технологичностью при изготовлении по традиционным технологиям. Наличие собственной базы по производству твердосплавных



**Рис. 46.** Структура карбидосталей, полученных различными методами (цена деления 10 мкм): Fe + WC (22 %мас.), метод ЭШП (а); Fe + TiC (30 %мас.), метод ГВП (б); Fe + WC (50 %мас.), метод ЭШП (в)

смесей позволило получить материал с заданным химическим составом, поддерживаемым в узком диапазоне.

Использование многоместных пресс-форм позволило с высокой экономической эффективностью одновременно изготавливать несколько деталей за один цикл прессовки. По такой технологии освоено производство твердосплавной оснастки для изготовления фасонного огнеупорного и строительного кирпича.

Освоено производство композиционных изделий с наружным рабочим слоем из твердого сплава на основе карбидов вольфрама и титана и внутренним слоем из сплавов системы «железо-углерод» и «железо-никель». Формирование обоих компонентов производится из порошков с использованием технологии ГВП<sub>упр</sub>. Такие изделия не только обладают повышенными рабочими характеристиками за счет оптимальной комбинации свойств слоев, но и обеспечивают значительную экономию дорогостоящего твердого сплава.

Благодаря возможности получения беспористой макроструктуры технология ГВП<sub>упр</sub> эффективна при производстве твердосплавной оснастки для матриц, пресс-форм и аппаратов высокого давления. Дополнительным резервом повышения рабочих характеристик является технология формирования градиентных структур в твердосплавных изделиях, созданная в рамках данной работы [5-7]. С использованием этой технологии возможно значительное повышение работоспособности перечисленных изделий за счет формирования макроструктуры с оптимальным распределением механических характеристик в зависимости от прилагаемых к изделию внешних нагрузок.

## **Заключение**

Разработанные технологии производства твердосплавных изделий внедрены в условиях НПО «Доникс» и внесены в технические условия, технологические инструкции и инструкции по проведению контроля и испытаний. Разработаны технические условия на твердосплавные прокатные валки ТУ У 13495380.003-98, технологические карты процессов горячего прессования, разработаны инструкции по проведению процедур технического контроля. Комплекс НИР и ОКР, а также организационных мероприятий позволил получить фактические показатели стойкости валков и их удельного расхода на уровне лучших мировых образцов при меньшей цене изделий. Это, в свою очередь, позволило отказаться от закупок твердосплавных валков по импорту и обеспечить стабильную работу оборудования с использованием валков отечественного производства.

Всего с использованием разработанных теоретических, технических и организационных решений

за период с января 1996 г. по декабрь 2009 г. было произведено 210 тыс. кг твердосплавных валков и бандажных колец. По соотношению «цена-качество» валки украинского производства с самого начала не уступали изделиям лучших зарубежных производителей. Начиная с 2002 г. в результате выполнения комплекса научно-исследовательских работ была разработана промышленная технология управляемого горячего вакуумного прессования. С ее использованием произведено 114 тыс. кг валков.

Эксплуатационные характеристики изделий, произведенных по технологии управляемого горячего вакуумного прессования, соответствуют уровню лучших зарубежных аналогов, что подтверждено испытаниями, проведенными в производственных условиях. В частности, при испытаниях валков производства НПО «Доникс» в условиях стана 150 ЗАО «Макеевский металлургический завод» (Украина), станов 150 СПЦ1 и СПЦ3 ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог» (Украина), стана 150 РУП БМЗ (Беларусь), стана 170 ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (Российская Федерация), стана 150 ОАО «Белорецкий металлургический комбинат» (Российская Федерация), стана 150 СЗАО «Молдавский металлургический завод» (Молдова) установлено, что их стойкость (наработка на калибр за установку, наработка на валок за кампанию) находится на уровне стойкости валков лучших мировых производителей, а в ряде случаев и превосходит стойкость валков зарубежных фирм.

Испытания бандажных колец для валков мелко-сортных прокатных станов подтвердили возможность резкого повышения эффективности работы станов за счет увеличения наработки на калибр в 9-11 раз. Испытания валков типоразмера 208x126x72 при прокатке периодических профилей со скоростями 11-16 м/с в условиях СЗАО «Молдавский металлургический завод» показали, что эксплуатационные характеристики прокатных валков производства НПО «Доникс» аналогичны характеристикам используемых в настоящее время импортных валков.

Испытания бандажированных валков производства НПО «Доникс» в условиях ОАО «Прометсталь» (г. Дебельт, Болгария) при производстве периодических арматурных профилей № 10-12 со скоростями прокатки 18-20 м/с показали, что за счет оптимизации структуры и состава материала бандажных колец наработка на калибр составляет 750-850 т, что в 1,3-1,5 раза выше, чем у валков зарубежных производителей, ранее использовавшихся на предприятии.

Реализация усовершенствованной технологии обеспечила достижение абсолютных показателей стойкости выше, чем у лучших зарубежных образцов при сохранении цены в среднем на 28-31 % ниже, чем у импортных аналогов. Оптимизация со-

ставов и технология изготовления твердосплавных прокатных валков позволили совершить следующий шаг и увеличить гарантированные производителем нормативы наработки по сравнению с аналогичными характеристиками для импортных валков. Так, например, в условиях ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог» установлены пониженные нормативы удаления материала при перешлифовке и согласованные нормативы наработки на калибр. Это позволило повысить наработку на валок за кампанию на 11-25 % в зависимости от клетки, в которой установлен валок, по сравнению с нормативами, установленными фирмой «Sandvik» и повысить производительность стана за счет уменьшения числа остановок для перехода на новые калибры и перевалку.

Аналогичная работа, проведенная в условиях ЗАО «Макеевский металлургический завод» позволила увеличить нормы наработки на калибр валков диаметром 215 мм и повысить среднюю наработку на валок за кампанию на 5-10 % по отношению к зарубежным аналогам; за счет уменьшения частоты случаев катастрофического разрушения валка вследствие развития разгарных трещин. Внедрение усовершенствованных составов твердого сплава для валков клеток миниблока диаметром 330 мм позволило получить эксплуатационные характеристики на уровне лучших зарубежных аналогов.

В настоящее время валки эксплуатируются на предприятиях Украины, Российской Федерации, Беларуси, Молдовы, Болгарии.

Регулярные поставки осуществляются на предприятия:

- ЗАО «Макеевский металлургический завод», г. Макеевка, Донецкая обл., Украина;
- ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог», г. Кривой Рог, Днепропетровская обл., Украина;
- РУП «Белорусский металлургический завод», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь;
- ЗАО «Молдавский металлургический завод», г. Рыбница, Молдова;
- ОАО «Прометсталь», г. Дебельт, Болгария.

Опытно-промышленные партии валков были испытаны в условиях:

- ОАО «Северсталь», г. Череповец, Вологодская обл., Российская Федерация;

- ОАО «Белорецкий металлургический комбинат», г. Белорецк, Российская Федерация;

- ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», г. Магнитогорск, Российская Федерация.

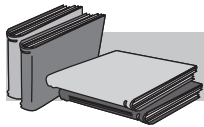
Экономический эффект за счет увеличения производительности достигается при использовании бандажированных валков взамен чугунных при производстве периодических профилей. Промышленные испытания бандажных колец для валков мелкосортных прокатных станов подтвердили возможность резкого повышения эффективности работы станов за счет увеличения наработки на калибр в 9-11 раз. Поэтому, вместо остановки стана для перехода на новый калибр каждые 40-60 мин, такой переход можно осуществлять один раз в 8-11 ч, что обеспечивает увеличение производительности стана на 11-12 %.

Общий экономический эффект от реализации разработок, представленных в работе «Разработка научных основ технологии производства крупногабаритных твердосплавных изделий и освоение их промышленного производства для металлургической промышленности Украины», за период с января 1996 г. по декабрь 2009 г. составил около 50 млн. долларов США.

Необходимо отметить, что работа имеет и важное социально-экономическое значение. В результате ее проведения в Украине были созданы новые рабочие места не только для инженерно-технического персонала, но и для научных работников. Большое значение для дальнейшего развития наукоемкого высокотехнологичного производства имеет то, что в результате проведения работы Украина не только освободилась от импортной зависимости, но и перешла к экспортным поставкам крупногабаритных твердосплавных изделий.

Результаты работы «Разработка научных основ технологии производства крупногабаритных твердосплавных изделий, создание и освоение их промышленного производства для металлургической промышленности Украины» нашли отражение в 2-х монографиях и более чем в 40 печатных работах, защищены патентом. Они обсуждены на международных конференциях, проводимых в Украине, Российской Федерации, Беларуси, Венгрии, Чехии, Словакии, Мексике, Испании. По ее материалам защищены докторская и кандидатская диссертации.





## ЛИТЕРАТУРА

1. *Иванова В. С., Шаняевский А. А.* Количественная фрактография. Усталостное разрушение. – Челябинск: Metallurgy, 1988. – 400 с.
2. *Лебедев А. А., Чечин Э. В.* К выбору допускаемых напряжений при расчете конструкций по критерию статической прочности // Проблемы прочности. – 1980. – № 4. – С. 32-34.
3. *Lisovsky A. F.* Physico-chemical bases of forming nanostructures in the binding phase of cemented carbides // Sci. Hard Mater. Vol. 4. Powder Metal 1998. World Congress and Exhibition, Granada, Spain. – London: EPMA, 1998. – P. 115-118.
4. *Lisovsky A. F., Tkachenko N. V.* Composition and structures of cemented carbides produced by MMI-process // Powder Metal Int. – 1991. – V. 23, № 3. – P. 157-161.
5. *Lisovsky A. F.* Formation of gradient structures in cemented carbides: theory and practice // Proc. Euro-pean Conference on Advances in Hard Material Production, Italy. – Turin: EPMA, 1999. – P. 301-306.
6. *Лисовский А. Ф.* Спеченные твердые сплавы: самоорганизация дефектов и концепция формирования структуры // Сверхтвердые материалы. – 2001. – № 6. – С. 48-53.
7. *Lisovsky A. F., Gracheva T. E., Kulakovsky V. N.* Compositions and properties of (Ti, W)C-WC-Co sintered carbides alloyed by MMI-process // Int. J. Refr. Metals and Hard Mater. – 1995. – V. 13, № 6. – P. 379-383.
8. Diffraction-contrast study of microstructure and deformation process of WC-Co cemented carbide / L. Manlang, H. Xiaoying, D. Shitian et al. // Int. J. Refr. Hard Met. – 1983. – V. 2, № 3. – P. 129-132.
9. Binder deformation in WC-(Co, Ni) cemented carbide composites / C. H. Vassel, A. D. Krawitz, E. E. Drake et al. // Metal. Trans. A. – 1985. – 16 A. – P. 2309-2327.
10. *Пашинский В. В.* Гетерогенность структуры и диссипация энергии в металлических материалах. – Донецк: ВИК, 2008. – 285 с.
11. *Пашинский В. В.* Взаимосвязь структуры и свойств материалов для твердосплавных прокатных валков дискового типа // Металл и литье Украины. – 2002. – № 12. – С. 33-36.
12. *Пашинський В. В., Сидоренко Д. Г., Горбатенко В. В.* Аналіз основних факторів, що впливають на стійкість прокатних валків чистової та другої проміжної групи клітей високошвидкісних дровових станів // Строительство, материаловедение, машиностроение. – Днепрпетровск: ПГАСА, 2004. – С. 50-56.
13. Отдельные аспекты организации производства твердосплавных прокатных валков дискового типа методом горячего прессования валков / А. Г. Маншилин, В. В. Назаренко, С. В. Труханов, В. В. Пашинский // Металл и литье Украины. – 2000. – № 5-6. – С. 38-40.
14. Влияние размера карбидных частиц и доли связующей составляющей на механические свойства твердых сплавов на основе карбида вольфрама для прокатных валков / В. В. Пашинский, В. В. Горбатенко, Д. Г. Сидоренко // Metallurgy. – 2006. – Вып. 102. – С. 162-168.
15. Производство изделий из твердых сплавов / В. В. Пашинский, Д. Г. Сидоренко, В. В. Каширин, С. В. Труханов // Металл и литье Украины. – 2006. – № 7-8. – С. 37-41.
16. *Пашинский В. В.* Разработка энергетического критерия эксплуатации валков // Metallurg. – 2008. – № 11. – С. 49-50.
17. *Пашинский В. В.* Методика количественного стереологического анализа взаимного расположения частиц в спеченных материалах // Физика и техника высоких давлений. – 2008. – Т. 18, № 1. – С. 101-109.
18. *Пілюшенко В. Л., Пашинський В. В.* Зв'язок структури твердих сплавів із характеристиками розповсюдження ультразвукових коливань // Металознавство та обробка металів. – 2008. – № 2. – С. 46-50.
19. *Пілюшенко В. Л., Пашинський В. В.* Прояв ефектів спадковості в карбідній фазі спечених твердих сплавів // Там же. – 2008. – № 4. – С. 22-25.
20. Разработка и внедрение эффективных технологий производства твердосплавных прокатных валков / А. Г. Маншилин, А. И. Кулик, В. В. Пашинский, Д. Г. Сидоренко, В. В. Каширин // Сталь. – 2002. – № 8. – С. 72-74.

21. Разработка эффективных технологий производства твердосплавных прокатных валков дискового типа и их применение на высокоскоростных проволочных станах / А. Г. Маншилин, В. В. Пашинский, Д. Г. Сидоренко, В. В. Горбатенко // Производство проката. – 2004. – № 2. – С. 30-33.
22. Производство твердосплавных прокатных валков дискового типа и факторы, влияющие на их эксплуатационную стойкость / А. Г. Маншилин, Д. П. Кукуй, В. В. Пашинский и др. // Металл и литье Украины. – 2004. – № 3-4. – С. 17-18.
23. Анализ опыта эксплуатации и повышение эффективности использования твердосплавных прокатных валков дискового типа / М. А. Бабенко, А. Г. Маншилин, В. В. Пашинский и др. // Там же. – 2004. – № 8-10. – С. 68-70.
24. Пашинский В. В. Особенности поглощения энергии упругих колебаний в низкочастотном диапазоне при импульсном воздействии на металлические материалы // Металлург. – 2008. – № 8. – С. 52-57.
25. Расширение сортамента и повышение эффективности использования твердосплавных прокатных валков / А. Г. Маншилин, В. В. Пашинский, Д. Г. Сидоренко и др. // Черметинформация. – 2007. – Т. 1. – С. 406-411.
26. Кулик А. И., Аристаров Е. Н., Баранов А. С. Оптимизация технологического режима горячего прессования изделий на основе карбида бора: Тез. докл. – Кременчуг, 1990. – С. 49-51.
27. Организация производства крупногабаритных твердосплавных изделий в Украине / А. И. Кулик, В. В. Назаренко, Д. П. Кукуй // Металл и литье Украины. – 1999. – № 5-6. – С. 35-36.
28. Исследование рекристаллизации горячепрессованной инструментальной керамики / А. А. Максимов, Г. Г. Тихонова, А. С. Мосейкин, А. И. Кулик // Исследование и разработка твердых сплавов. – М.: Металлургия, 1988. – С. 138-141.
29. Adizes I. Corporate Lifecycles: how and why corporations grow and die and what to do about it. Engle-wood Cliffs. – N. J.: Prentice Hall, 1988. – 288 p.
30. Пашинский В. В. Фрактальная природа структурной неоднородности в спеченных твердых сплавах // Физика и техника высоких давлений. – 2008. – Т. 18, № 2. – С. 91-96.
31. Кулик А. И., Майстренко А. Л. Определение трещиностойкости режущей оксидно-карбидной керамики: Тез. докл. – Рига, 1991. – С. 35.
32. Кулик А. И. Потребность в твердости // Мир техники и технологий. – 2003. – № 9. – С. 20.
33. Пат. України №17881А. МПК (2006) C22C 29/06. Спечений твердий сплав на основі вольфраму / А. І. Кулик, Л. Ф. Мікулінська, О. Г. Маншилін та ін. – Опубл. 03.06.1997, Бюл. № 0.
34. Кулик А. І., Мікулінська Л. Ф. Композиційні тверді сплави для волочильного інструменту у виробництві труб прецизійної точності // Винахідник і раціоналізатор. – 1998. – № 5-6. – С. 38.
35. Исследование эксплуатационных характеристик твердосплавных прокатных валков дискового типа, изготовленных методами порошковой металлургии / В. В. Пашинский, С. В. Труханов, Д. Г. Сидоренко и др. – Черметинформация. – 2002. – Т. 2. – С. 248-251.
36. Кулик А. І. Високоєфективні керамічні інструментальні матеріали // Інструментальний світ. – 1998. – № 3. – С. 51.
37. Теория и практика процесса многоручьевого прокатки-разделения / О. В. Дубина, В. Ф. Губайдулин, Д. П. Кукуй и др. – Севастополь: Вебер, 2003. – 622 с.
38. Теория и практика нетрадиционного процесса «прокатка-разделение» / Г. М. Шульгин, А. Г. Маншилин, С. М. Жучков // Металл и литье Украины. – 2004. – Спец. выпуск. – 52 с.
39. Особенности структуры перспективных материалов для валков горячей прокатки / В. В. Пашинский, А. Д. Рябцев, В. В. Горбатенко, Е. Г. Пашинская // Сталь. – 2003. – № 5. – С. 73-76.
40. К вопросу о возможности использования ЭШ-технологии для получения композиционных материалов систем Fe-WC, Fe-TiC / А. А. Троянский, Д. П. Кукуй, Н. Н. Галян // Металл и литье Украины. – 2006. – № 3-4. – С. 40-43.
41. Прокатные валки дискового типа для чистовых прокатных блоков проволочных станков. Особенности производства / С. В. Труханов, Д. Г. Сидоренко, В. В. Пашинский // Там же. – 2001. – № 7-9. – С. 64-67.

## Анотація

Лисовський А. Ф., Цкитішвілі Е. О., Кулик А. І., Курочкін О. Ф., Лясов В. Г., Пашинський В. В., Рябцев А. Д., Сидоренко Д. Г., Феофілактов А. В.

Розробка наукових основ технології виробництва крупногабаритних твердосплавних виробів та освоєння їх промислового виробництва для металургійної промисловості України

У роботі розглянуті теоретичні основи процесів формування структури і властивостей великогабаритних твердосплавних виробів і обґрунтована концепція формування їх структури. Розвинені теоретичні основи кількісного опису структури твердих сплавів, вивчені основні закономірності дисипації енергії в них і на їх основі розроблені практичні методики контролю якості виробів. На базі експериментальних досліджень процесів зношування та руйнування твердосплавних матеріалів сформульовані вимоги до оптимальних структур і складів твердих сплавів та розроблені нові марки твердих сплавів, розвинена концепція процесу керованого гарячого вакуумного пресування, розроблена його технологія, спроектовано та виготовлено устаткування для його реалізації. Розроблені критерії для оцінки ступеня ризику первинних капітальних вкладень, а також організаційні заходи щодо мінімізації ступеня ризику інвестицій. На основі отриманих результатів створено принципово нове в Україні високоефективне виробництво великогабаритних твердосплавних виробів. З 1996 р. по теперішній час вироблено 210 тис. кг твердосплавних валків і бандажних кілець, які постачалися на підприємства України, Російської Федерації, Білорусі, Молдови, Болгарії. В умовах ВАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» і ЗАТ «Макіївський металургійний завод» досягнуто підвищення ресурсу валків на 7-25 % в порівнянні з кращими світовими зразками.

## Ключові слова

Твердий сплав, високошвидкісний прокатний стан, крупногабаритні твердосплавні вироби, твердосплавний прокатний валок, гаряче вакуумне пресування, інвестування, стійкість калібру, продуктивність прокатного стану, система управління якістю, промислове виробництво

## Summary

Lysovsky A. F., Tskitishvili E. O., Kulyk A. I., Kurochkyn O. F., Lyasov V. G., Pashynskiy V. V., Ryabtsev A. D., Sydorenko D. G., Feofylactov A. V.

Development of scientific fundamentals of manufacturing technology of large-size hard alloy products and development of their industrial production for metallurgical industry of Ukraine

Theoretical basis of structure and properties formation of large-size hard alloy parts is considered in the work and conception of their structure formation is founded. Theoretical basis of quantitative description of hard alloy structure is developed, main laws of energy dissipation in them are studied and on their base the practical methods of production quality control were developed. On the basis of experimental investigations of wearing and fracturing of hard alloy materials, demands to optimal structure and composition of hard alloys are formulated and new grades of hard alloys are developed. Conception of controlled hot vacuum pressuring process and its technological process is developed. Equipment for its realization is designed and manufactured. Criteria for risk degree evaluation for initial capital investments and organization measures for minimization of capital investments risk degree are developed. On the basis of obtained results, the principle new, high performance producing of large-size hard alloy parts is founded in Ukraine. From 1996 year to current time 210 thousand of kg of hard alloy rolls and bandage rings were produced, which were supplied to the enterprises of Ukraine, Russian Federation, Republic of Belarus, Moldova, Bulgaria. At conditions of OJSC «ArcelorMittal Kryviy Rih» and CJSC «Makyivka Metallurgical Plant» the increasing of roll lifetime from 7 to 25 % in comparison with best world standard is obtained.

## Keywords

Hard alloy, high-speed rolling mill, large-size hard alloy parts, hard alloy roll, hot vacuum pressuring, investment, roll-pass lifetime, rolling mill productivity, quality management system, commercial production