

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 5 (125)  
май  
2015

Издается с января 2005 г.

**Главный редактор**  
д.т.н., проф.  
Ю.В. ПАНФИЛОВ

**Председатель редакционного совета**

д.т.н., проф., заслуженный  
деятель науки и техники РФ  
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

**Заместитель главного редактора**

д.ф.-м.н., проф.  
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя редакционного совета:**

д.т.н., проф.  
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН  
д.т.н., проф.  
А.В. КИРИЧЕК  
д.т.н., проф.  
О.В. ЧУДИНА

**Редационный совет:**

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.  
А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.  
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.  
В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.  
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.  
А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.  
С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.  
В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.  
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.  
Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.  
В.А. ЛАШКО, д.т.н., проф.  
В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.  
В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.  
Е.Д. МАКАРЕНКО  
Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.  
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.  
Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.  
Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.  
В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.  
А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.  
Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.  
В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.  
В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.  
М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

**Редакция:**

И.Н. МЫМИРИНА  
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" 39269, "Почта России" 60252) или в издательстве.  
Тел.: (499) 269-52-98,  
268-47-19.  
Факс: (499) 269-48-97.  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Министерстве РФ по делам печати, телерадиовещания и средств массовых коммуникаций. Свидетельство о регистрации  
ПИ № 77-17733 от 09.03.04 г.

## СОДЕРЖАНИЕ



### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

**Волосова М.А.** Исследование и систематизация поверхностных и объемных дефектов инструментальной керамики и основных направлений ее совершенствования .....3



### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

**Сосенушкин Е.Н., Яновская Е.А., Белокопытов В.В., Смолович И.Е., Киндеров В.Ю.** Взаимосвязь устойчивости трубных заготовок с упрочнением при осевом сжатии .....9



### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

**Григорьев С.Н.** Создание нового класса нанокompозитных покрытий повышенных трещиностойкости и твердости на основе применения инновационных пучковых технологий ..... 16

**Новиков С.В., Перетягин П.Ю., Торресильяс Р.** Научные основы электроимпульсной технологии нанесения твердосплавных покрытий из порошковых материалов на режущий и прессовый инструмент .....23

**Тарасова Т.В., Назаров А.П.** Перспективы изготовления сложнопрофильных деталей из жаропрочных кобальтовых сплавов методом селективного лазерного плавления .....30

**Федоров С.В., Окунькова А.А., Туренко С.Н.** Использование реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза при модифицировании поверхности инструментальных материалов .....34

**Шишковский И.В., Подрабинник П.А.** Лазерная постобработка Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Ni композитных покрытий, нанесенных с помощью холодного газодинамического напыления .....39



### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

**Дмитриев А.М., Коробова Н.В., Гречников Ф.В.** Интенсификация уплотнения и упрочнения деталей из железных порошков и порошковых сталей на этапе их холодного формования перед спеканием .....43

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Упрочняющие технологии и покрытия", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 5 (125)  
May  
2015

Since 2005, January

**Editor-in-Chief**

Dr. of Eng. Sci.  
Yu.V. PANFILOV

**Chair of Editorial Council**

Dr. of Eng. Sci., The honoured  
worker of a science and  
technics of the RF  
V.F. BEZYAZYCHNYI

**Editorial Assistant**

Dr. of Phys.-Math. Sci.  
V.Yu. FOMINSKY

**Chairman Assistants:**

Dr. of Eng. Sci.  
V.Yu. BLUMENSTEIN  
Dr. of Eng. Sci.  
A.V. KIRICHEK  
Dr. of Eng. Sci.  
O.V. CHUDINA

**Editorial council:**

Yu.P. ANKUDIMOV  
A.P. BABICHEV  
V.P. BALKOV  
V.M. BASHKOV  
A.I. BELIKOV  
A.I. BOLDYREV  
S.N. GRIGORIEV  
V.A. ZEMSKOV  
S.A. KLIMENKO  
Yu.R. KOPYLOV  
V.A. LASHKO  
V.A. LEBEDEV  
V.V. LYUBIMOV  
E.D. MAKARENKO  
B.Ya. MOKRITSKY  
F.I. PANTELEENKO  
H.M. RAHIMYANOV  
B.P. SAUSHKIN  
V.P. SMOLENTSEV  
A.M. SMYSLOV  
V.A. SHULOV  
G.A. SUHOCHEV  
V.P. TABAKOV  
M.L. KHEIFETS

**Edition:**

I.N. MYMRINA  
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription,  
which can be issued in any post office  
(index on the catalogues: "Rospechat"  
85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta  
Rossii" 60252) or in publishing office.  
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.  
Fax: (499) 269-48-97  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by RF Ministry  
Tele- and Broadcasting of Mass  
Communications Media. The certificate  
of registration ПИ № 77-17733,  
March 9, 2004

## CONTENTS



### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

**Volosova M.A.** Research and systematization of superficial and volume defects of tool ceramics and the main directions of its improvement.....3



### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

**Sosenushkin E.N., Yanovskaya E.A., Belokopytov V.V., Smolovich I.E., Kinderov V.Yu.** Correlation of stability of tube workpieces with hardening process in the axial loading forces .....9



### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

**Grigoriev S.N.** Creation of a new class of nanocomposite coatings of the increased crack resistance and hardness on the basis of innovative beam technologies ..... 16

**Novikov S.V., Peretyagin P.Yu., Torrecillas R.** Scientific bases of electro impulse sintering method for deposition of carbide coatings from powder materials on cutting and pressing tool .....23

**Tarasova T.V., Nazarov A.P.** Prospects of production of parts from heat resisting cobalt alloys by selective laser melting .....30

**Fedorov S.V., Okunkova A.A., Turenko S.N.** Use of reaction of the self-extending high-temperature synthesis by modifying a surface of tool materials.....34

**Shishkovsky I.V., Podrabinnik P.A.** Laser post annealing of cold-sprayed Al/alumina—Ni composite coatings.....39



### PROCESSING BY COMBINED METHODS

**Dmitriev A.M., Korobova N.V., Gretchnikov F.V.** Intensification of compaction and hardening of parts from iron powders and powder steels during transit their cold forming before sintering.....43

Reprint is possible only with the reference to the journal  
"Strengthening technologies and coatings"

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses



УДК 621.9.025.7

М.А. Волосова

(Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")

E-mail: m.volosova@stankin.ru

## Исследование и систематизация поверхностных и объемных дефектов инструментальной керамики и основных направлений ее совершенствования\*

*Представлен системный подход к изучению причин нарушения эксплуатационных характеристик инструментальных керамических материалов на основе комплексных исследований и систематизации их объемных и поверхностных дефектов. Выделены основные направления совершенствования инструментальной керамики.*

**Ключевые слова:** керамика, режущий инструмент, хрупкое разрушение, алмазная обработка, прочность, структурные дефекты, покрытия.

*System approach to studying of causes of infringement of operational characteristics tool ceramic materials on the basis of complex researches and systematization of their volume and superficial defects is presented in article. The main directions of improvement of tool ceramics are allocated.*

**Keywords:** ceramics, cutting tool, fragile destruction, diamond processing, durability, structural defects, coatings.

### Введение

Отечественные и зарубежные исследования в области изучения причин разрушения инструментальной керамики показывают, что основной причиной потери работоспособности керамики в процессе эксплуатации является хрупкое разрушение [1–4]. Так, на отказы, вызванные хрупким разрушением, приходится до 55 % всех отказов керамики при точении и до 80 % — при фрезеровании. Причина этого — низкие прочностные свойства и чувствительность керамики к циклическим нагрузками и термическим ударам, являющиеся следствием объемных и поверхностных дефектов структуры керамики, формирующихся на различных этапах ее жизненного цикла [5, 6].

В рамках данной работы ставилась задача комплексных исследований и систематизации объемных и поверхностных дефектов инструментальной керамики, которая могла бы стать отправной точкой системы научных подходов к повышению ее эксплуатационных свойств.

### Структурные особенности инструментальной керамики

При анализе объемных и поверхностных дефектов инструментальной керамики необходимо опираться на классические положения теории хрупкого разрушения твердых тел. Так, с позиций теории Гриффитса недостаточная прочность изотропных твердых тел вызвана присутствием нарушений

сплошности или дефектов, основные размеры которых велики по сравнению с межмолекулярными расстояниями, т.е. наличием в материале микротрещин. Распространяя теорию разрушения Гриффитса на инструментальные керамические материалы с учетом наличия в их объеме зернистой структуры и структурной неоднородности, можно сделать вывод о том, что в объеме и на поверхности режущей пластины всегда существуют предпосылки для образования и развития трещин. Физическими объектами для образования трещин служат поверхности раздела зерен и включений другого химического состава (рис. 1). Эти поверхности раздела являются концентраторами напряжений и исходными группами точек,

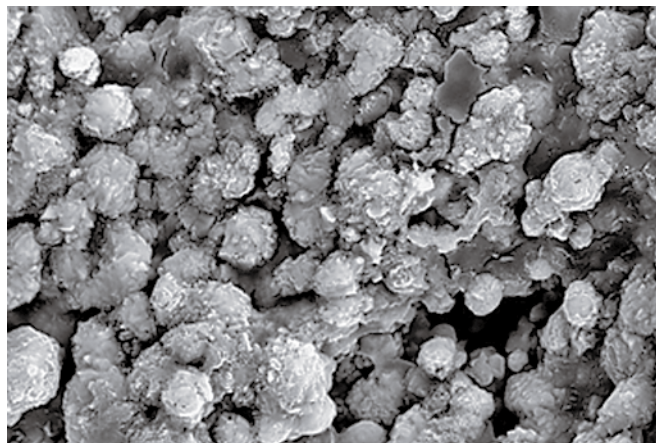


Рис. 1. Микрофотография поверхности разрушения инструментальной керамики при испытании на изгиб

\* Работа выполнена в рамках проектной части государственного задания ФГБОУ ВПО МГТУ "СТАНКИН" в сфере научной деятельности (задание № 11.1052.2014/К от 11.07.2014).

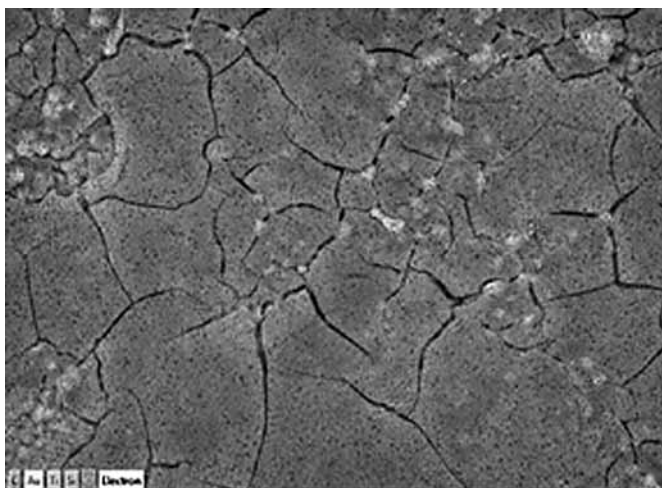


Рис. 2. Отображение полированной поверхности разрушения инструментальной керамики при испытании на изгиб

с которых начинаются зарождение и развитие трещины в объеме керамической матрицы (рис. 2).

При рассмотрении различных моделей развития трещин в твердых телах полагают, что в начальный момент времени задано некоторое распределение трещин конечной длины. Это согласуется с экспериментальными данными исследования керамических материалов на разных стадиях технологического процесса. Любой керамический материал, какой бы предварительной обработке он ни подвергался, всегда имеет какие-либо несовершенства структуры. С учетом зернистой структуры и структурной неоднородности керамики логично сделать предположение о том, что самым слабым местом керамической матрицы являются поверхности раздела керамических зерен между собой и между зернами и включениями другого химического состава. На поверхности раздела зерен формируется фронт внутренних напряжений, концентри-

руются вакансии, возникают неравновесные термодинамические потенциалы. В ненагруженной керамике эти силы уравновешены в объеме керамической матрицы силами межатомного взаимодействия.

При рассмотрении модели структурно неоднородной инструментальной керамики будем полагать, что микротрещины локализируются по границам зерен керамического материала. В одном и том же керамическом материале несмотря на однородность или неоднородность его микроструктуры нет одинаковых по размерам и форме зерен, в чем можно убедиться, изучая микрофотографии образцов. Зерна в керамической матрице расположены хаотично и соприкасаются друг с другом по развитым и произвольно расположенным в пространстве поверхностям. Следовательно, таким же образом по границам зерен будут располагаться и микротрещины в керамической матрице.

### Систематизация дефектов инструментальной керамики

На основе анализа работ отечественных и зарубежных ученых, а также исследований [7, 8], проведенных в ФГБОУ ВПО МГТУ "СТАНКИН" [9–14], при систематизации поверхностных и объемных дефектов инструментальной керамики в основу был положен технологический принцип образования того или иного дефекта на определенной стадии ее жизненного цикла — при изготовлении (прессовании и спекании), финишной обработке (алмазной заточке и доводке) и эксплуатации (рис. 3).

Например, к дефектам, возникающим в процессе прессования и спекания керамики, относятся внутриверенная и межзеренная пористость, структурная неоднородность, конгломераты структурных составляющих, посторонние включения и примеси. Характерными дефектами финишной обработки инструментальной керамики являются вырывы зерен материала, шлифовочные трещины, следы шлифовального круга, остаточный абразив в микронеровностях. Трещины от ударной нагрузки, термические трещины, абразивный износ, адгезионный износ, химическая коррозия

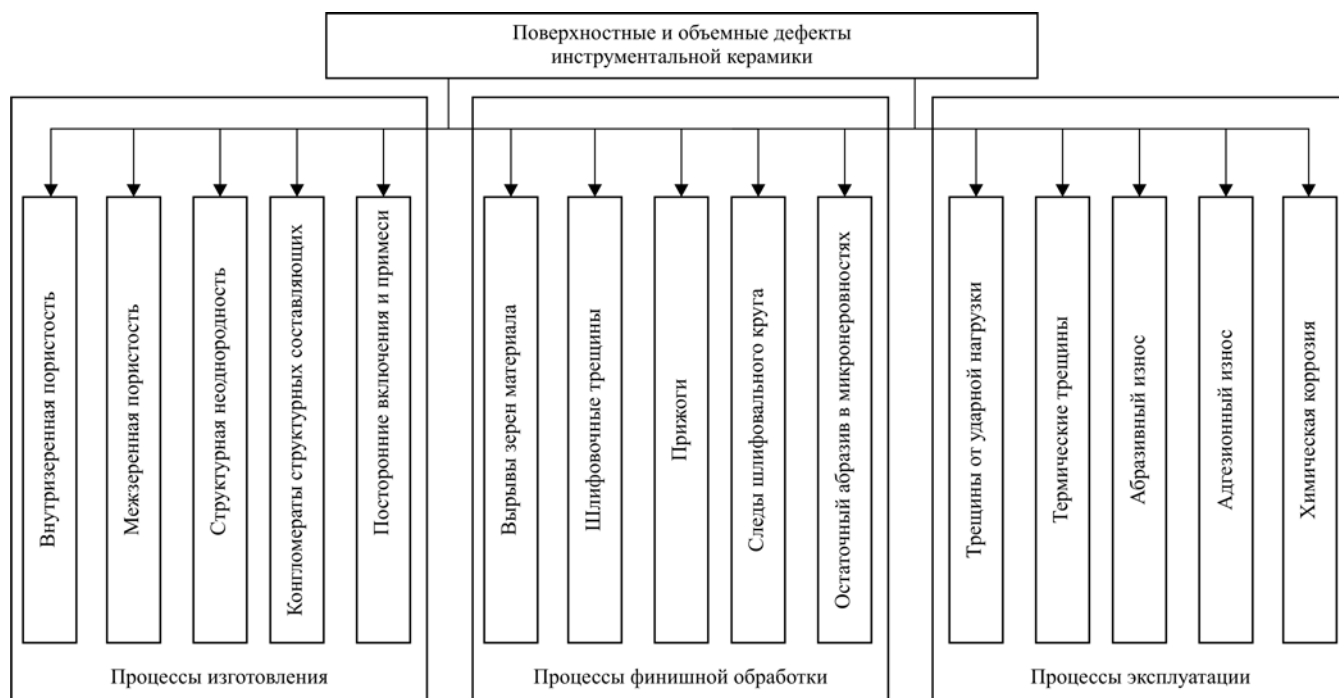


Рис. 3. Систематизация поверхностных и объемных дефектов инструментальной керамики

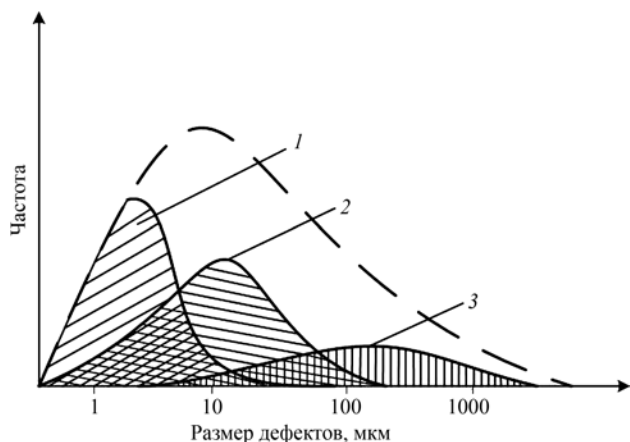


Рис. 4. Распределение размеров дефектов на разных стадиях технологического процесса:

1 — границы зерен, тройные точки, кристаллиты; 2 — агломераты, химические неоднородности, неорганические включения; 3 — следы от органических включений, дефекты прессования, дефекты механической обработки

круга, прижоги и остаточный абразив в микронеровностях. К дефектам, возникающим в процессе эксплуатации режущего инструмента, относятся ударные и термические трещины, абразивный и адгезионный износ и химическая коррозия.

Типичная кривая распределения дефектов инструментальной керамики, определяющих уровень прочности изделий, приведена на рис. 4. Штриховая линия на графике показывает эффект суммирования различных видов дефектов [1].

### Дефекты инструментальной керамики, возникающие в процессе изготовления

Хорошо известно, что современная инструментальная керамика с точки зрения материаловедения представляет собой структурно-неоднородную среду керамической матрицы, в которой равномерно распределены включения оксидов кремния, титана, циркония и других химических элементов (рис. 5). Керамическая матрица изготавливается чаще всего на основе оксида алюминия или нитрида кремния. Существует также большое многообразие видов инструментальной кера-

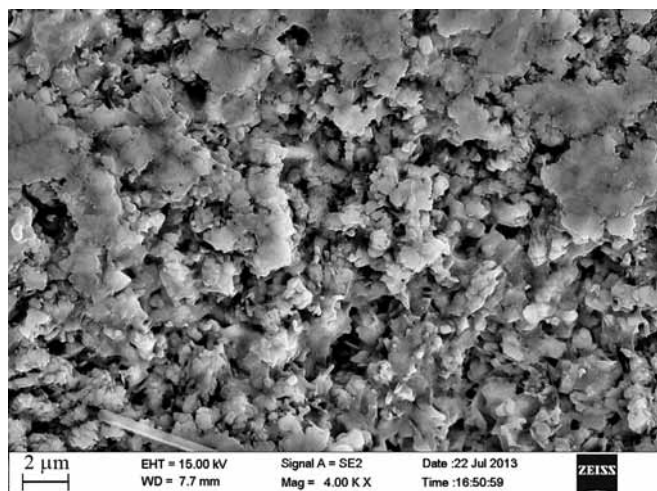


Рис. 5. SEM-микрофотография структурной неоднородности инструментальной керамики

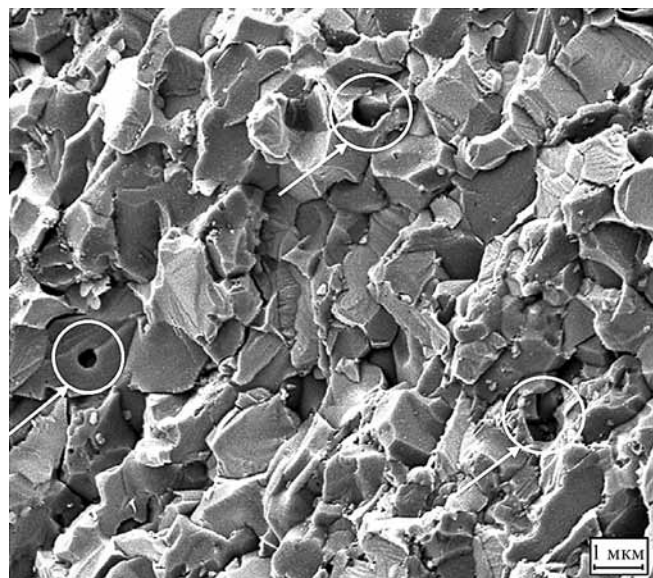


Рис. 6. SEM-микрофотография, иллюстрирующая внутризеренную пористость инструментальной керамики

мики, незначительно отличающихся по химическому составу от базовых видов [6—8].

Снижение пористости является важным вопросом технологии получения керамики, поскольку поры являются концентраторами напряжений и вакансий. Свойства керамики определяются общей пористостью и ее видом (закрытая или открытая).

По происхождению можно выделить следующие виды пор: технологические, образующиеся при прессовании: межчастичные, внутривчастичные, поры при расслоении; технологические, образующиеся при термообработке: усадочные и термические; вторичные, диффузионные, коалесцентные, дислокационные, капиллярные.

Внутризеренная (рис. 6) и межзеренная (рис. 7) пористости окончательно формируются в керамической матрице в результате спекания [7, 8]. При спекании керамического материала протекает ряд физико-химических процессов, и спеченное изделие приобретает определенные свойства. При этом происходят уплотнение и упрочнение керамики за счет переноса и перераспределения вещества.

Структурная неоднородность для инструментальной керамики является фундаментальным физическим свойством

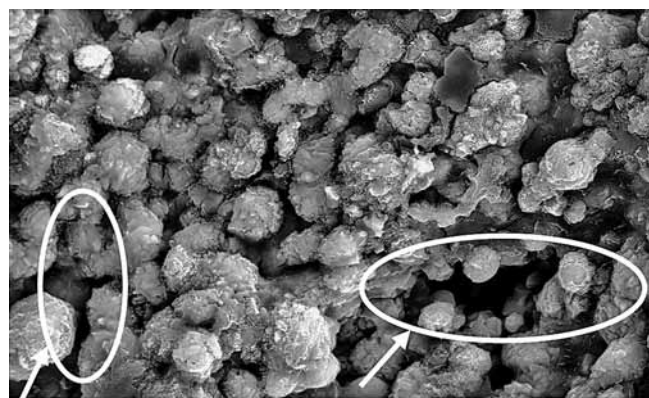


Рис. 7. SEM-микрофотография, иллюстрирующая межзеренную пористость инструментальной керамики

и имеет более широкий смысл, чем для традиционных металлов и сплавов. Под структурной неоднородностью инструментальной керамики следует понимать не только наличие в объеме материала включений другого химического состава с границами раздела, но также наличие в объеме материала и на поверхности инструментальных пластин дефектов структуры различной природы: пор, трещин, надрезов, раковин и т.д.

### Дефекты инструментальной керамики, возникающие в процессе финишной обработки

Поскольку керамические пластины относятся к изделиям с точными размерами, для них необходима окончательная механическая обработка. Наиболее эффективным способом финишной механической обработки инструментальной керамики является алмазное шлифование и доводка. Процессы, происходящие при удалении припуска при алмазном шлифовании, оказывают существенное влияние на эксплуатационные характеристики режущей пластины. Определяющая роль дефектов в формировании прочностных свойств керамики является общепризнанной [15–18].

При благоприятных режимах шлифования керамическая пластина не контактирует со связкой алмазного шлифовального круга, а режущее зерно внедряется в обрабатываемый материал на  $0,2...0,4$  выступающей части [15].

Проведенный анализ процесса финишной обработки инструментальной керамики позволяет отметить следующие важные особенности.

1. Не все зерна керамического материала будут вырываться с обрабатываемой поверхности режущей пластины, а только те, которые выступают над обрабатываемой поверхностью более чем на  $0,5W_1$  (рис. 8). Здесь  $W_1$  — среднее значение зернистости керамического материала.

2. После вырыва зерна керамического материала на месте его нахождения будет образовываться кратер, имеющий размеры и форму, обратные углубленной части зерна (рис. 9). Поскольку размер углубленной части зерна в нашей модели всегда меньше размера выступающей, в результате шлифования шероховатость обработанной поверхности будет уменьшаться. Глубина единичного кратера всегда меньше половины условного диаметра керамического зерна.

3. Количество вырванных зерен керамического материала и количество кратеров на обработанной поверхности зависит от однородности структуры и зернистости инструментальной керамики.

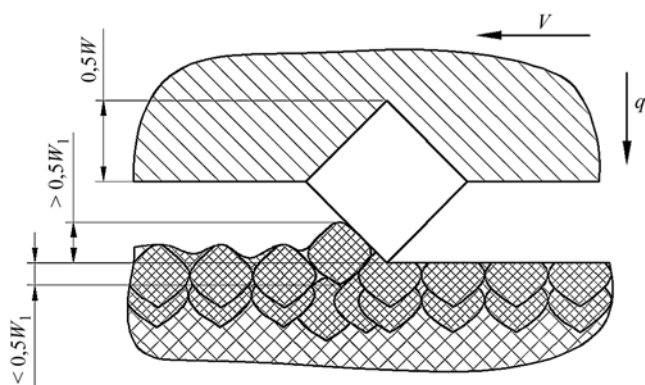


Рис. 8. Схема вырыва единичного зерна обрабатываемого керамического материала

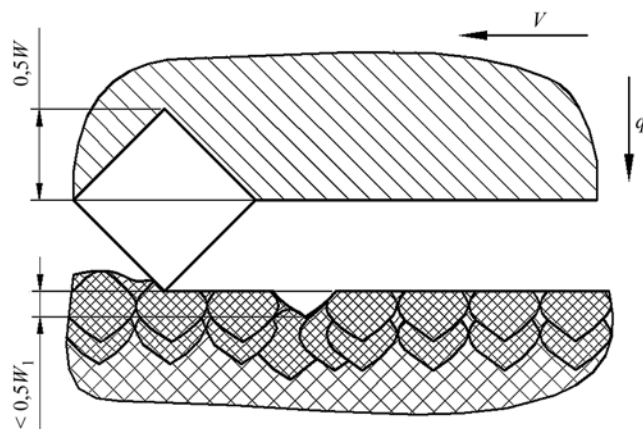


Рис. 9. Схема кратера на месте вырванного единичного зерна обрабатываемого керамического материала

Еще одним характерным дефектом финишной обработки являются так называемые шлифовочные микротрещины. Практика показывает, что даже на мягких режимах шлифования на поверхности керамики образуются микротрещины, которые уменьшают уровень ее механической прочности. Разрушение механически обработанной керамики обычно инициируется каким-либо одним критическим поверхностным дефектом (слабейшим звеном). Снижение размеров и количества дефектов обработки в поверхностном слое может быть достигнуто, например, за счет применения притирки с постепенным уменьшением зернистости пасты.

Другой характерный дефект — следы шлифовального круга (шлифовочные царапины), остающиеся на поверхности режущей пластины после финишной обработки (рис. 10). Существует прямая связь между размерами шлифовочных царапин и размерами зерен шлифовального круга и притирочного порошка. Уменьшение последних сопровождается уменьшением глубины и ширины шлифовочных царапин.

Образуя на поверхности режущей пластины сетку царапин, шлифовочные царапины увеличивают ее шероховатость и могут способствовать увеличению силы трения между сходящей стружкой и поверхностью режущей пластины. Отрицательное влияние шлифовочных царапин на свойства керамики заключается в том, что следы шлифовального круга, будучи по своим размерам, в частности по глубине, намного больше размеров зерен керамики, создают на поверхности пластины предполагаемые очаги и траектории для формирования и развития фронта трещин в процессе эксплуатации инструментальной керамики.

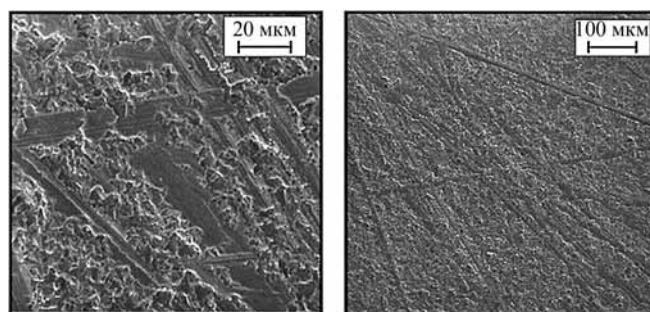


Рис. 10. Типичный вид поверхности оксидно-карбидной керамики после алмазного шлифования

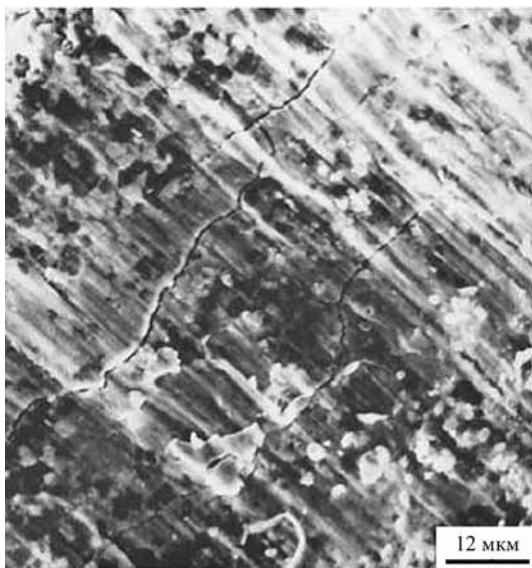


Рис. 11. SEM-микрофотография формирования трещин на передней поверхности режущей пластины

### Дефекты инструментальной керамики, возникающие в процессе эксплуатации

Всестороннее изучение инструментальной керамики с точки зрения структурной неоднородности материала позволяет заметить, что керамика даже в исходном состоянии содержит микротрещины, которые локализируются по границам зерен материала. Зерна в керамической матрице расположены хаотично и соприкасаются друг с другом по развитым и произвольно расположенным в пространстве поверхностям. Таким же образом, в произвольном порядке по границам зерен, располагаются микротрещины в керамической матрице. При циклических условиях нагружения и прерывистом характере резания (например, при фрезеровании) на поверхности режущих пластин образуются трещины (в литературе такие трещины часто называют ударными), приводящие к отказу керамики в виде хрупкого разрушения (рис. 11, 12)

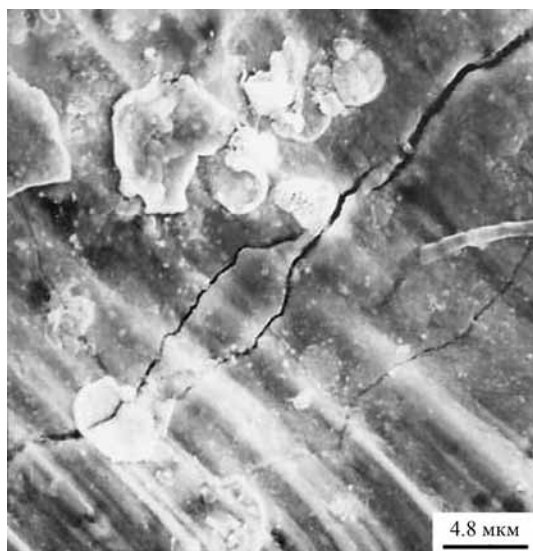


Рис. 12. SEM-микрофотография распространения микротрещин на поверхности режущей пластины

[16]. На основании изложенного можно сделать достаточно обоснованное предположение о том, что эти трещины являются развитием имеющихся микротрещин, располагающихся по границам зерен.

Еще один характерный дефект керамики, проявляющийся в процессе ее эксплуатации, — термические трещины. Процесс резания сопровождается интенсивной пластической деформацией обрабатываемого материала и трением по контактными поверхностям инструмента, в результате чего выделяется большое количество теплоты. Керамические инструменты используются, как правило, на высоких скоростях резания, приводящих к возникновению на передней и задней поверхностях инструмента высоких локальных температур. Теплофизические свойства керамического инструмента (теплоемкость, теплопроводность, термическое расширение) определяют условия теплового нагружения режущей кромки, связанные с балансом тепловых потоков в резец, стружку и обрабатываемый материал, а также способность резца противостоять термическим напряжениям без разрушения. Теплофизические свойства определяют термостойкость керамики и ее способность противостоять термическим трещинам.

### Основные направления повышения работоспособности инструментальной керамики

Проведенный комплекс исследований, результаты которых кратко описаны выше, а также предложенная систематизация объемных и поверхностных дефектов инструментальной керамики показывают, что главные направления совершенствования инструментальной керамики сегодня должны быть связаны с улучшением ее прочностных свойств, в том числе за счет минимизации дефектов, образующихся на различных этапах изготовления пластин, и повышением ее теплопроводности.

Широкий спектр существующих технологических приемов совершенствования инструментальной керамики условно можно разделить на три группы (рис. 13): совершенствование объемных свойств [7, 8], оптимизация геометрических параметров пластин из инструментальной керамики [10, 15], совершенствование поверхностных свойств [17, 18].

Наиболее привлекательным (с точки зрения технологичности, многофункциональности, экономичности) для практического применения в реальных условиях отечественного производства является направленное воздействие на поверхностный слой керамики за счет нанесения покрытий и/или модификации (ионной имплантации и лазерного легирова-



Рис. 13. Направления совершенствования инструментальной керамики

ния), позволяющее трансформировать свойства поверхности и поверхностного слоя исходной матрицы. Важным преимуществом данного направления является то, что оно с успехом может быть реализовано для уже готовых керамических изделий (как дополнительная операция в технологической цепочке их изготовления), когда реализация других направлений в большинстве случаев уже невозможна.

Достигаться это будет за счет трех основных эффектов: заживления поверхностных дефектов технологического происхождения; создания в поверхностном слое керамической матрицы барьера, затрудняющего зарождение эксплуатационных дефектов; формирования барьера, препятствующего выходу внутренних трещин на поверхность (при их наличии или зарождении) и ограничивающего подвод внешней энергии в устье трещин.

### Заключение

Таким образом, в работе предложена классификация объемных и поверхностных дефектов инструментальной керамики, в основу которой был положен технологический принцип их возникновения как объединяющий признак, присущий всем видам инструментальной керамики. Проведенное исследование позволяет сформировать систему научных взглядов на проблемы совершенствования и расширения области применения керамического инструмента.

Все направления развития и совершенствования инструментальной керамики связаны с улучшением ее прочностных свойств главным образом за счет минимизации дефектов, образующихся на различных этапах жизненного цикла.

Большинство таких дефектов формируется в поверхностном слое керамики при изготовлении и эксплуатации. Это обстоятельство демонстрирует необходимость разработки и применения технологических методов направленного воздействия на поверхностный слой керамики за счет нанесения покрытий и/или модификации инструментальной керамики, который используется уже после ее спекания и формообразования, т.е. операций, на которых закладываются технологические дефекты.

При этом нужно четко понимать, что не может быть разработано универсального технологического метода, применимого к различным типам инструментальной керамики. Широкая номенклатура составов инструментальной керамики — оксидная, нитридная, смешанная, армированная и сиалонная, а также расширяющиеся области их использования (из-за применения в машиностроении новых материалов, увеличения скоростей резания, сложности траекторий резания и др.) вызывают необходимость разработки и реализации комплексного системного подхода к решению проблемы формирования сверхплотной (бездефектной) инструментальной керамики с повышенным комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Керамические** инструментальные материалы / Г.Г. Гнесин, И.И. Осипова, Г.Д. Ронталь и др. / под ред. Г.Г. Гнесина. Киев: Техника, 1991. 338 с.
2. **Волосова М.А., Григорьев С.Н.** Режущие пластины из керамики: влияние абразивной обработки и покрытий на их эксплуатационные показатели // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2011. № 2. С. 68—74.
3. **Волосова М.А., Кузин В.В.** Закономерности изнашивания ре-

жущих пластин из оксидной и нитридной керамики // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2012. № 1. С. 40—46.

4. **Бахарев В.П., Верещака А.С., Яковчик Е.В.** Обеспечение качества поверхности и производительности обработки изделий из керамических материалов на операциях доводки фиксированным абразивом // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2011. № 2. С. 56—60.

5. **Лазарева М.Н., Сотова Е.С., Верещака А.С.** Режущие свойства инструмента, оснащенного пластинами из смешанной керамики с многофункциональным покрытием // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2012. № 3. С. 50—54.

6. **Волосова М.А.** Вакуумно-плазменные технологии: получение наноструктурных покрытий триботехнического и инструментального назначения // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2010. № 4. С. 66—73.

7. **Microstructure and mechanical properties of hot pressed TiB<sub>2</sub>—SiC composite ceramic tool materials at room and elevated temperatures / Zhao Guolong, Huang Chuanzhen, Liu Hanlian et al.** // *Materials science and engineering A-Structural materials properties microstructure and processing*. Vol. 606. P. 108—116.

8. **Effects of particulate metallic phase on microstructure and mechanical properties of carbide reinforced alumina ceramic tool materials / Yin Zengbin, Huang Chuanzhen, Zou Bin et al.** // *Ceramics International*. Vol. 40. Iss. 2. P. 2809—2817.

9. **Source of Metal Atoms and Fast Gas Molecules for Coating Deposition on Complex Shaped Dielectric Products / A. Metel, V. Bolbukov, M. Volosova et al.** // *Surface and Coatings Technology*. 2013. Vol. 225. P. 34—39.

10. **Волосова М.А., Григорьев С.Н., Черкасова Н.Ю.** Повышение эксплуатационных характеристик керамических режущих инструментов с помощью абразивной обработки и нанесения покрытий // *Технология машиностроения*. 2012. № 1. С. 36—40.

11. **Черкасова Н.Ю., Волосова М.А.** Повышение эксплуатационных показателей режущих керамических пластин посредством поверхностной механической и ионно-плазменной обработки // *СТИН*. 2012. № 12. С. 19—23.

12. **Волосова М.А.** Исследование влияния комбинированной поверхностной обработки на физико-механические характеристики оксидной и нитридной режущей керамики // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2013. № 2 (25). С. 39—43.

13. **Cherkasova N.Yu., Volosova M.A.** Improving the Performance of Ceramic Cutting Plates by Mechanical and Ion-Plasma Surface Treatment // *Russian Engineering Research*. 2013. Vol. 33. № 7. P. 429—432.

14. **Волосова М.А., Туманов А.А.** Систематизация методов нанесения покрытий и модификации рабочих поверхностей режущего инструмента и алгоритм их выбора // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2011. № 3. С. 78—83.

15. **Сердобинцев Ю.П., Харьков М.Ю., Наззал А.С.** Моделирование процесса алмазного шлифования торцов керамических подшипников // *Современные проблемы науки и образования*. 2014. № 3. URL: [www.science-education.ru/117-13405](http://www.science-education.ru/117-13405).

16. **Chonghai Xu, Chuanzhen Huang, Xing Ai.** Cutting behavior and related cracks in wear and fracture of ceramic tool materials // *International Journal Of Advanced Manufacturing Technology*. Vol. 32. Iss. 11—12. P. 1083—1089.

17. **Повышение работоспособности лезвийных инструментов за счет направленной модификации свойств их рабочих поверхностей при нанесении наноструктурированных многослойно-композиционных покрытий / А.С. Верещака, С.Н. Григорьев, А.А. Верещака и др.** // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2014. № 4 (31). С. 45—51.

18. **Сотова Е.С., Верещака А.С.** Управление контактными процессами при резании путем нанесения функциональных покрытий на керамический инструмент // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2011. № 2. С. 61—67.





УДК 621.73.043

<sup>1</sup>Е.Н. Сосенушкин, <sup>1</sup>Е.А. Яновская, <sup>2</sup>В.В. Белокопытов, <sup>1</sup>И.Е. Смолович, <sup>1</sup>В.Ю. Киндеров  
(<sup>1</sup> Московский государственный технологический университет "СТАНКИН", <sup>2</sup> ФГУП ГНПП "Базальт")  
E-mail: sen@stankin.ru

## Взаимосвязь устойчивости трубных заготовок с упрочнением при осевом сжатии\*

*Рассмотрена математическая модель потери устойчивости трубной заготовки при нагружении ее осевыми силами. При реализации формоизменяющих операций на трубных заготовках могут возникнуть дефекты в виде круговых волн на участке передачи силы. Упрочнение металла при осевом сжатии в определенной степени повышает устойчивость заготовок. Полученные аналитические зависимости позволяют анализировать уровень критических нагрузок, при которых неизбежен прогиб срединной поверхности. Проведен анализ влияния относительной толщины стенки трубы на число образующихся полуволн, на критические напряжения и силы, при которых заготовка теряет устойчивость. Результаты расчета позволяют сформулировать рекомендации по предотвращению возникновения подобных дефектов. Достоверность полученных результатов подтверждена экспериментами.*

**Ключевые слова:** трубные заготовки, упрочнение металла, потеря устойчивости, прогиб, математическая модель, критические напряжения и силы.

*A mathematical model of the loss of stability of tube workpieces in the axial loading forces. Defects in the form of circular waves on the area of flow of force can arise when forming operations with tube workpieces realize. Strain hardening during axial compression increases blank's stability to some extent. Received analytical dependences permit to analyze the level of critical loads at which the deflection of the middle surface is inevitable. Analysis of the effect of relative wall thickness of tube on the number of generated half-waves at the critical tension and power where the workpieces loses stability is carried out. Using the results of calculation allows us to formulate recommendations for the prevention appearances of such defects. Reliability of the results is confirmed by experiments.*

**Keywords:** tube workpieces, strain hardening, loss of stability, deflection, the mathematical model, critical tension and power.

В современном машиностроении предъявляются высокие требования к заготовкам, поковкам и деталям, изготовляемым пластическим формоизменением [1]. Минимизация припусков на дальнейшую механическую обработку [2], с одной стороны, повышает коэффициент использования металла, но с другой — ужесточает требования к точностным параметрам штампов, усложняет их конструкцию [3] и приводит к необходимости применять дорогостоящие штамповые металлы, подбирать соответствующие режимы термообработки [4] и технологии нанесения упрочняющих покрытий [5] для повышения твердости, уменьшающего износ штампов [6], что также благоприятно влияет на точность размеров изделий, получаемых обработкой давлением.

Еще одна проблема при реализации процессов обработки давлением трубных заготовок [7, 8], например с помощью операций обжима [9, 12] и раздачи [13—15], связана с часто встречающимися видами брака, а именно, появлением трещин на краевой части [16] и круговых волн на участке, передающем силу деформирования. Поэтому представляется актуальной задача определения предельных состояний, при

которых трубная заготовка теряет устойчивость [17]. Рассмотрению условия потери устойчивости трубной заготовки как цилиндрической оболочки при сжатии с большой степенью деформации посвящено достаточно большое число работ, среди которых [18—22]. Известные уравнения устойчивости оболочек и соответствующие им краевые и начальные условия связывают между собой множество бесконечно малых величин перемещений, деформаций и силовых факторов, что порой выходит за пределы возможностей теории оболочек, в рамках которой эти уравнения выведены [23]. Упрочнение металла при обработке давлением повышает сопротивление деформированию, что увеличивает устойчивость трубной заготовки. Выдвинутый и теоретически обоснованный Д. Друккером [24] постулат о положительности работы добавочных внешних сил на вызванных ими перемещениях широко применяется исследователями на практике, без него некоторые функциональные зависимости нереализуемы. Изучению устойчивости трубной заготовки, а точнее определению условий ее потери, посвящена работа [25]. Для анализа устойчивости использован энергетический критерий, основанный на балансе полной энергии деформирования. При искривлении срединной поверхности происходит поворот поперечных сечений, вызывающий дополнительные деформации сжатия на вогнутой стороне и растяжения на выпуклой стороне боковой поверхности. При этом в деформированном состоянии поперечные сечения остаются перпендикуляр-

\* Работы проведены на оборудовании Центра коллективного пользования МГТУ "СТАНКИН" при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России (Соглашение № 14.593.21.0004 от 04.12.2014 г., уникальный идентификатор проекта RFMEFI59314X0004).

ными к изогнутой срединной поверхности, что уменьшает деформации сдвига. Выпучивание срединной поверхности приводит к перемещению торца заготовки, которое необходимо определить. Авторами проведен кинематический анализ, согласно которому получено поле перемещений возмущенного состояния, удовлетворяющее краевым условиям и условию несжимаемости. Известны и чисто экспериментальные работы, в которых определены соотношения геометрических параметров деформируемой трубы, при которых образуется складка [26, 27]. Определению статического критерия потери устойчивости с учетом анизотропии при различных операциях посвящены работы [28, 29]. Автором [30] изучена потеря устойчивости трубы за пределами упругой области, предложен подход для определения геометрических и силовых параметров при пластической потере устойчивости. Результаты, полученные при его использовании, удовлетворительно согласуются с экспериментами.

**Целью настоящей работы** является установление взаимосвязи геометрических и силовых параметров при нагружении трубных заготовок с возможной потерей устойчивости недеформируемого участка, передающего технологическую силу в очаг деформации. Выявление причин потери устойчивости позволит избежать в дальнейшем нежелательного формоизменения, приводящего к браку.

При решении многих технологических задач используют аналогии — заключения о сходстве исследуемых объектов с их описанием в определенном отношении. С этим приемом связан метод математического моделирования [31].

Рассмотрим математическую модель потери устойчивости трубной заготовки при нагружении осевыми силами:

$$\frac{d^2(\delta M)}{dx^2} + \sigma_x s \frac{d^2 \omega}{dx^2} + \frac{1}{R_{cp}} \delta T = 0, \quad (1)$$

где  $\delta M$  — приращение момента внутренних сил при изменении кривизны срединной поверхности оболочки,  $\delta M = \int_{-s/2}^{s/2} \delta \sigma_x z dz$ ;  $\sigma_x$  — сжимающее напряжение в направлении оси  $x$ ;  $s$  — толщина оболочки;  $\frac{d^2 \omega}{dx^2}$  — изменение кривизны срединной поверхности оболочки при выпучивании;  $\omega$  — прогиб срединной поверхности;  $\delta T$  — изменение дополнительно возникающей при потере устойчивости окружной силы, вследствие выпучивания срединной поверхности оболочки,  $\delta T = \int_{-s/2}^{s/2} \delta \sigma_y dy$ ;  $R_{cp}$  — радиус срединной поверхности исходной оболочки.

Особенностью дифференциального уравнения устойчивости цилиндрической оболочки при осевом сжатии (1) является третье слагаемое, учитывающее особенности формоизменения оболочки [20].

Если аппроксимировать кривую упрочнения металла степенной функцией вида

$$\sigma_i = A \varepsilon_i^n, \quad (2)$$

где  $A$  — постоянная, зависящая от свойств материала;  $n$  — коэффициент деформационного упрочнения, то взаимосвязи напряжений, деформаций и их приращений выразятся соотношения-

$$\text{ми } \sigma_i = \frac{\sqrt{3}}{2} \sigma_x; \delta \sigma_i = \frac{\sqrt{3}}{2} \delta \sigma_x; \sigma_y = \frac{\sigma_x}{2}; \varepsilon_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_x; \delta \varepsilon_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \delta \varepsilon_x;$$

$$\delta \varepsilon_x = \delta \sigma_i \left( \sigma_x - \frac{\sigma_z}{2} \right) \frac{1}{\sigma_i E_k}. \text{ Отсюда } \sigma_x = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_i; \delta \sigma_x = \frac{2}{\sqrt{3}} \delta \sigma_i \text{ и по-}$$

$$\text{сле соответствующих подстановок } \sigma_x = \left( \frac{2}{\sqrt{3}} \right)^{1+n} A \varepsilon_x^n;$$

$$\sigma_i = \left( \frac{2}{\sqrt{3}} \right)^{1+n} A \varepsilon_i^n; E_k = \frac{d \sigma_i}{d \varepsilon_i}; E_k = \left( \frac{2}{\sqrt{3}} \right)^{1+n} n A \varepsilon_i^{n-1} \text{ — секущий модуль.}$$

Для определения приращения напряжений сжатия с учетом упрочнения воспользуемся зависимостью между приращением деформации и напряжением  $\delta \varepsilon_x = \delta \sigma_i \left( \sigma_x - \frac{\sigma_z}{2} \right) \frac{1}{\sigma_i E_k}$ . Отсюда

$$\delta \sigma_x = \frac{4}{3} E_k \delta \varepsilon_x. \quad (3)$$

С момента появления складки осадка заготовки начинает происходить за счет выпучивания стенки (рис. 1), т.е. интенсивного изменения кривизны. В этом случае  $\delta \varepsilon_x = \delta \varepsilon_y$ ,  $\delta \sigma_x = -\delta \sigma_y$ , и согласно уравнению (3) вычислится приращение напряжений по координате  $y$ :

$$\delta \sigma_y = \frac{4}{3} E_k \delta \varepsilon_y.$$

По гипотезе плоских сечений при изгибе принимается линейная зависимость приращений деформаций по толщине оболочки, т.е.

$$\delta \varepsilon_x = \delta \varepsilon_0 + z \frac{d^2 \omega}{dx^2}; \delta \varepsilon_y = -\frac{\omega}{R_{cp}}, \quad (4)$$

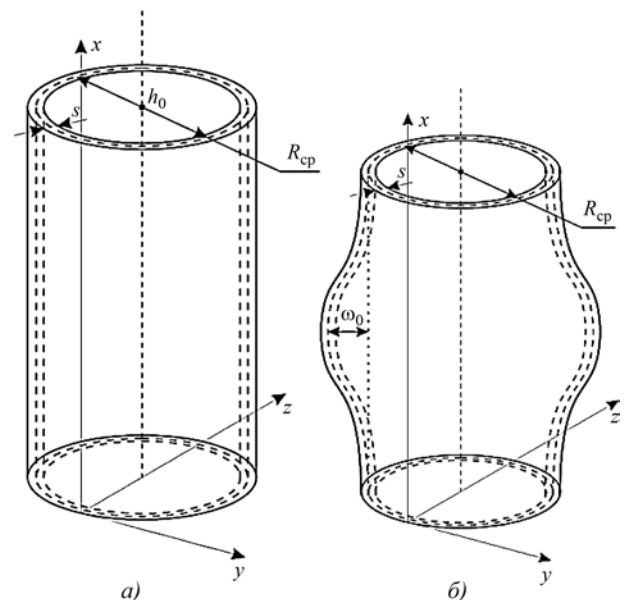


Рис. 1. Геометрические параметры цилиндрической оболочки в исходном состоянии (а) и в момент потери устойчивости (б)

отрезок интегрирования симметричен. Отсюда очевидно получим уравнение связи прогиба с геометрическими параметрами заготовки и напряжениями

$$\frac{1}{9}E_k s^3 \frac{d^4 \omega}{dx^4} + \sigma_x s \frac{d^2 \omega}{dx^2} - \frac{4}{3}E_k \frac{\omega s}{R_{cp}^2} = 0$$

и после преобразования

$$\frac{d^4 \omega}{dx^4} + \frac{9\sigma_x}{s^2 E_k} \frac{d^2 \omega}{dx^2} - \frac{12}{s^2 R_{cp}^2} \omega = 0. \quad (5)$$

При замене переменных  $a_2 = \frac{9\sigma_x}{E_k s^2}$ ,  $b_2 = \frac{12}{s^2 R_{cp}^2}$  уравнение примет окончательный вид  $\omega^{IV} + a_2 \omega'' - b_2 \omega = 0$ .

Граничные условия [32]: при  $x = 0$   $\omega = 0$ ; при  $x = h$   $\omega = 0$ ; при  $x = 0$   $\frac{d\omega}{dx} = 0$ ; при  $x = h$   $\frac{d\omega}{dx} = 0$ .

Характеристическое уравнение для полученного линейного уравнения имеет вид  $\lambda^4 + a_2 \lambda^2 - b_2 = 0$ .

Из этого биквадратного уравнения находим спектр собственных частот дифференциального оператора. Дискриминант биквадратного уравнения  $D = a_2^2 + 4b_2 = \frac{81\sigma_x^2}{E_k^2 s^4} + \frac{48}{s^2 R_{cp}^2}$ ,

$$\text{тогда } \lambda^2 = -a_2 \pm \sqrt{D} = -\frac{9\sigma_x}{E_k s^2} \pm \sqrt{\frac{81\sigma_x^2 R_{cp}^2 + 48E_k^2 s^2}{R_{cp}^2}}.$$

Следовательно, решение дает два комплексных корня

$$\lambda_{1,2} = \pm \sqrt{\frac{9\sigma_x}{E_k s^2} + \frac{1}{E_k s^2 R_{cp}} \sqrt{81\sigma_x^2 R_{cp}^2 + 48E_k^2 s^2}} i, \quad (6)$$

а другие два — действительные:

$$\lambda_{3,4} = \pm \sqrt{\frac{1}{E_k s^2 R_{cp}} \sqrt{81\sigma_x^2 R_{cp}^2 + 48E_k^2 s^2} - \frac{9\sigma_x}{E_k s^2}}. \quad (7)$$

Фундаментальная система решений в этом случае имеет вид  $e^{\lambda_3 x}$ ;  $e^{\lambda_4 x}$ ;  $\cos \lambda_1 x$ ;  $\sin \lambda_1 x$ .

Общее решение линейного дифференциального уравнения:  $\omega = C_3 e^{\lambda_3 x} + C_4 e^{\lambda_4 x} + C_1 \cos \lambda_1 x + C_2 \sin \lambda_1 x$ . Из нулевых граничных условий находим, что  $C_3 = C_4 = C_1 \equiv 0$ , т. е. для того чтобы решение было нетривиальным, необходимо и достаточно, чтобы  $C_2 \sin \lambda_1 x = 0$ ;  $\sin \lambda_1 x = 0$ ;  $\lambda_1 x = \pi m$ , где  $m \in Z$ ,  $Z$  — область целых чисел;  $x = \pi m / \lambda_1$ .

При этом форма изогнутой поверхности оболочки при потере устойчивости описывается с точностью до масштаба зависимостью

$$\omega_m = A_m \sin \frac{\pi m}{\lambda_1}. \quad (8)$$

Для нахождения нетривиального решения изгиба тонкой оболочки воспользуемся условием изгиба стенки оболочки посередине высоты.

Для этого случая граничные условия следующие [32]: при  $x = 0$   $\omega = 0$ ; при  $x = 0$   $\frac{d\omega}{dx} = 0$ ; при  $x = \frac{h}{2}$   $\omega = -\omega_0$ ; при  $x = \frac{h}{2}$   $\frac{d\omega}{dx} = 0$ .

В общем случае

$$\frac{d\omega}{dx} = \lambda_3 C_3 e^{\lambda_3 x} + \lambda_4 C_4 e^{\lambda_4 x} - \lambda_1 C_1 \cos \lambda_1 x + \lambda_1 C_2 \sin \lambda_1 x.$$

Составим систему линейных уравнений для нахождения констант:

$$\begin{aligned} C_3 + C_4 + C_1 &= 0; \\ C_3 e^{\lambda_3 \frac{h}{2}} + C_4 e^{\lambda_4 \frac{h}{2}} + C_1 \cos \frac{\lambda_1 h}{2} + C_2 \sin \frac{\lambda_1 h}{2} &= -\omega_0; \\ \lambda_3 C_3 + \lambda_4 C_4 + \lambda_1 C_1 &= 0; \\ \lambda_3 C_3 e^{\lambda_3 \frac{h}{2}} + \lambda_4 C_4 e^{\lambda_4 \frac{h}{2}} + \lambda_1 C_1 \sin \frac{\lambda_1 h}{2} + \lambda_1 C_2 \cos \frac{\lambda_1 h}{2} &= 0. \end{aligned}$$

Решая эту систему методом Жордана—Гаусса, получаем значения для постоянных:

$$\begin{aligned} C_1 &= -\frac{\varphi + 1}{\psi} \omega_0; \quad C_2 = -\left(\frac{\lambda_3}{\lambda_1} \varphi + \frac{\lambda_4}{\lambda_1}\right) \frac{1}{\psi} \omega_0; \\ C_3 &= \frac{\varphi}{\psi} \omega_0; \quad C_4 = \frac{1}{\psi} \omega_0, \end{aligned} \quad (9)$$

где функции  $\varphi$  и  $\psi$  заданы следующими соотношениями:

$$\begin{aligned} \varphi &= -\frac{\lambda_4 e^{\lambda_3 \frac{h}{2}} + \lambda_1 \sin \frac{\lambda_1 h}{2} - \lambda_4 \cos \frac{\lambda_1 h}{2}}{\lambda_3 e^{\lambda_3 \frac{h}{2}} + \lambda_1 \sin \frac{\lambda_1 h}{2} - \lambda_3 \cos \frac{\lambda_1 h}{2}}; \quad (10) \\ \psi &= \frac{\left(e^{\lambda_3 \frac{h}{2}} - \cos \frac{\lambda_1 h}{2} - \sin \frac{\lambda_1 h}{2}\right) \left(-\lambda_4 e^{\lambda_4 \frac{h}{2}} - \lambda_1 \sin \frac{\lambda_1 h}{2} + \lambda_3 C_2 \cos \frac{\lambda_1 h}{2}\right)}{\lambda_3 e^{\lambda_3 \frac{h}{2}} + \lambda_1 \sin \frac{\lambda_1 h}{2} - \lambda_3 C_2 \cos \frac{\lambda_1 h}{2}} + \\ &+ \left(e^{\lambda_4 \frac{h}{2}} + \cos \frac{\lambda_1 h}{2} - \frac{\lambda_4}{\lambda_1} \sin \frac{\lambda_1 h}{2}\right). \end{aligned}$$

После подстановки найденных констант в общее решение получим аналитическое выражение для расчета прогиба срединной поверхности цилиндрической оболочки:

$$\begin{aligned} \omega &= \frac{\varphi}{\psi} \omega_0 e^{\lambda_3 x} + \frac{\omega_0}{\psi} e^{\lambda_4 x} - \frac{\varphi + 1}{\psi} \omega_0 \cos \lambda_1 x - \\ &- \left(\frac{\lambda_3}{\lambda_1} \varphi + \frac{\lambda_4}{\lambda_1}\right) \frac{1}{\psi} \omega_0 \sin \lambda_1 x, \end{aligned} \quad (11)$$

где  $\lambda_1$ ,  $\lambda_3$ ,  $\lambda_4$  определяются по формулам (6), (7).

Решение задачи устойчивости цилиндрической оболочки в классической постановке при осесимметричной форме потери устойчивости с использованием уравнения изгиба ( $P_z$  — осевая

сила) приводит к известным решениям теории упругости, которые являются ключевыми при прогнозировании изменения геометрии оболочки в момент потери устойчивости [18–22, 28]: длина волны при локальной потере устойчивости упругой цилиндрической оболочки

$$L = 2\pi \sqrt[4]{\frac{R^2 s^2}{12(1-\mu^2)}}; \quad (12)$$

критическое число полуволн

$$m_{кр} = \frac{h}{\pi^2 R} \sqrt{\frac{R}{s}} \sqrt[4]{12(1-\mu^2)}; \quad (13)$$

критическое осевое сжимающее напряжение

$$\sigma_{кр} = \frac{Es}{R\sqrt{3}\sqrt{1-\mu^2}}; \quad (14)$$

суммарная критическая сжимающая сила

$$P_{кр} = 2\pi R \sigma_{кр} s = \frac{2\pi Es^2}{\sqrt{3}\sqrt{1-\mu^2}}; \quad (15)$$

где  $\mu$  — коэффициент Пуассона.

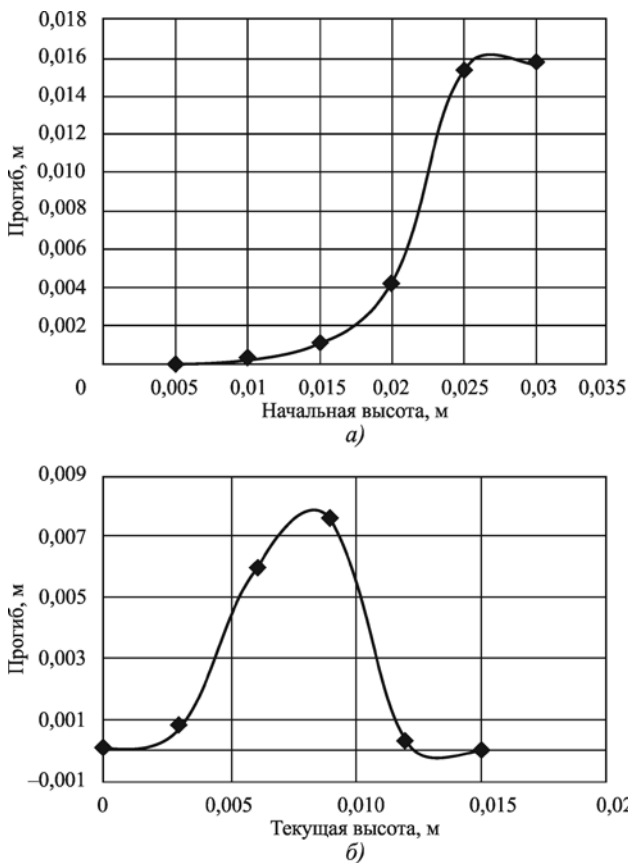


Рис. 2. Характер изменения прогиба в зависимости от: а — начальной высоты трубной заготовки; б — высотной координаты

Модель прогиба цилиндрической оболочки, соответствующая полученной аналитической зависимости (11), позволила проанализировать поведение трубных заготовок с разной начальной высотой при фиксированной относительной толщине стенки. Согласно графику, приведенному на рис. 2, а, при увеличении начальной высоты трубной заготовки увеличивается и прогиб. На рис. 2, б показано изменение прогиба в зависимости от высотной координаты трубной заготовки в процессе деформирования. Видно, что выпучивание происходит наружу с образованием одной волны, близкой по форме к симметричной. Кроме упрочнения большое влияние на потерю устойчивости трубной заготовки и на прогиб оказывает относительная толщина стенки  $s/R$ . По графику, приведенному на рис. 3, а, можно количественно оценить прогиб в месте образования круговой волны.

С увеличением относительной толщины трубной заготовки геометрия в связи с потерей устойчивости искажается больше. Прогнозирование критического числа полуволн на основе зависимости (13) при потере устойчивости цилиндрической оболочки бывает полезным с точки зрения деформирования, так как дает возможность качественно оценить формоизменение недеформируемого участка трубы, передающего технологическую силу к очагу деформации при выполнении операции раздачи. Влияние таких технологических параметров, как относительная толщина трубной за-

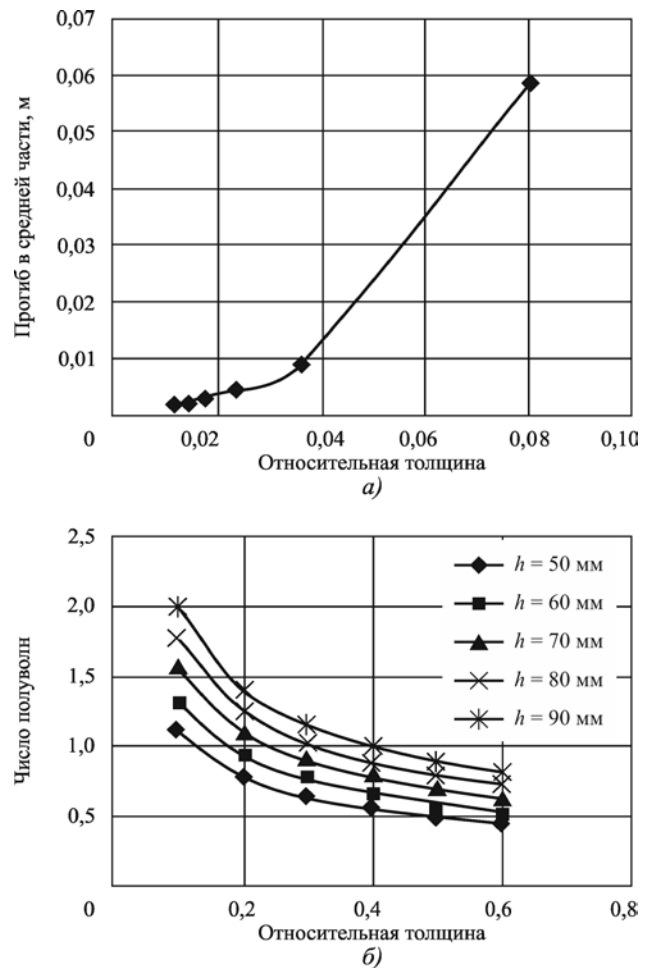


Рис. 3. Влияние относительной толщины стенки на: а — прогиб трубной заготовки в месте образования круговой волны; б — число полуволн при потере устойчивости цилиндрической оболочки при разных высотах заготовки  $h$

готовки и ее высота, на число образующихся полуволн при потере устойчивости цилиндрической оболочки, торцы которой нагружены осевой равномерно распределенной силой, иллюстрирует график, приведенный на рис. 3, б.

С ростом относительной толщины трубной заготовки число полуволн уменьшается. Очевидно, что при одной и той же относительной толщине заготовки число полуволн увеличивается при увеличении высоты заготовки. Это является закономерным и не противоречит известным экспериментальным данным [29, 30]. Расчет критических напряжений, "ответственных" за потерю устойчивости цилиндрической оболочки, проводился в соответствии с зависимостью (14). Установлен характер изменения напряжений  $\sigma_{кр}$  в зависимости от относительной толщины заготовки, с ростом которой увеличивается и критическое напряжение, причем изменение происходит по линейному закону, как показано на рис. 4, а. Критические напряжения упругой потери устойчивости значительно превышают напряжения текучести, поэтому локальной потере устойчивости предшествует однородная пластическая деформация осевого сжатия, которая вследствие упрочнения металла существенно повышает критическое напряжение при пластической потере устойчивости. Начальная стадия образования кольцевой волны происходит при повышенных осевых напряжениях сжатия с малой кривизной образующей и моделируется уравнениями мембранной теории жесткопла-

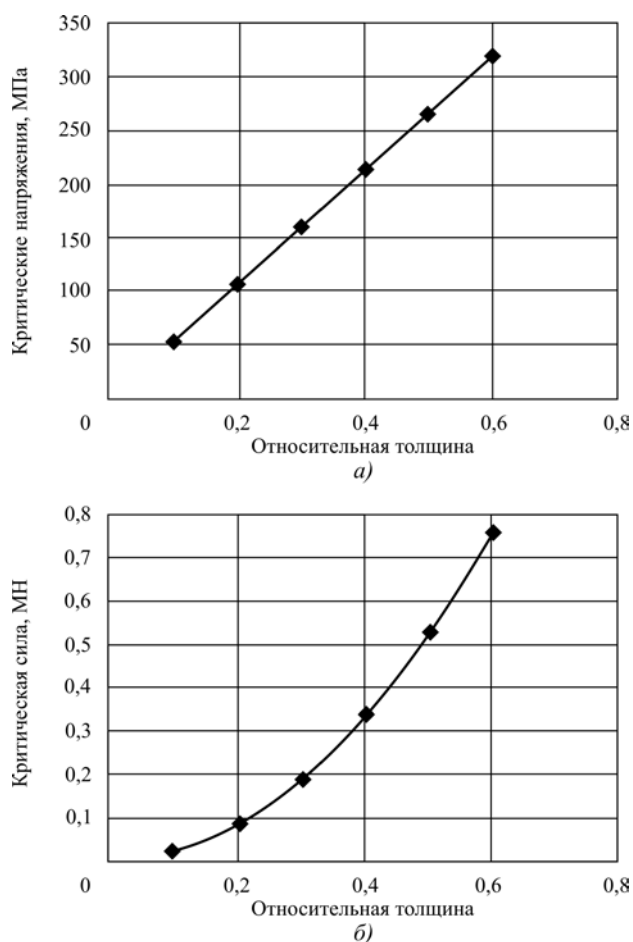


Рис. 4. Влияние относительной толщины цилиндрической оболочки на изменение:

а — критических напряжений при потере устойчивости; б — критической силы, "ответственной" за потерю устойчивости



Рис. 5. Примеры потери устойчивости разных по высоте трубных заготовок

стической оболочки. Конечная стадия образования складки моделируется автором работы [30] уравнениями идеально пластического изгиба с конечной кривизной криволинейных участков с учетом окружных напряжений и деформаций.

Критическая сила, при которой наступает момент потери устойчивости, также растет при увеличении относительной толщины трубной заготовки, как показывает график, приведенный на рис. 4, б. Характер изменения критической силы нелинейный, параболический.

Эксперименты проводились на заготовках из стали 12Х18Н10Т диаметром 63,5 мм, высотой 15; 25; 40 и 60 мм с относительной толщиной стенки  $s/R = 0,047$ . Рис. 5 иллюстрирует формоизменение заготовок разной высоты в момент потери устойчивости. На рис. 6 показан характер изменения силовых факторов, полученный экспериментально.

Компьютерные модели потери устойчивости трубных заготовок позволяют проследить формоизменение на последовательных этапах нагружения. На рис. 7 показана компьютерная модель потерявшей устойчивость заготовки с начальными размерами  $\varnothing 63,5$  мм,  $h_0 = 15$  мм,  $s/R = 0,047$ . Рис. 7, а отображает изменение осевой силы. На первом этапе заготовка деформируется

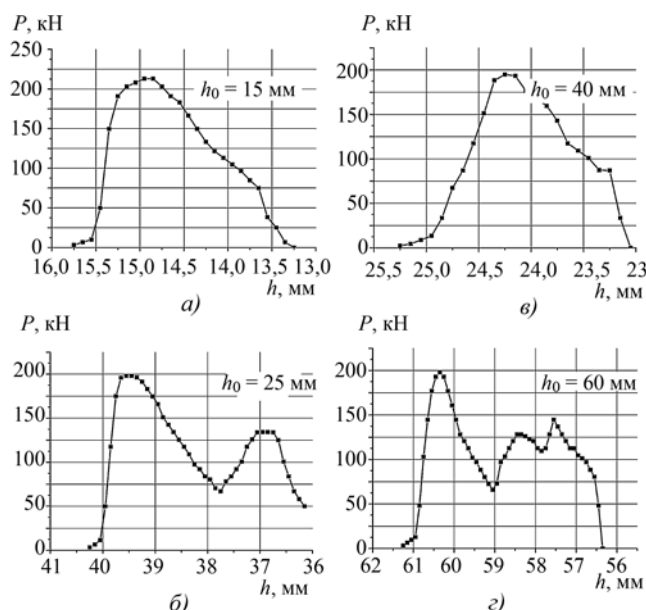


Рис. 6. Экспериментальные диаграммы "сила—ход" при деформировании образцов с разной начальной высотой  $h_0$

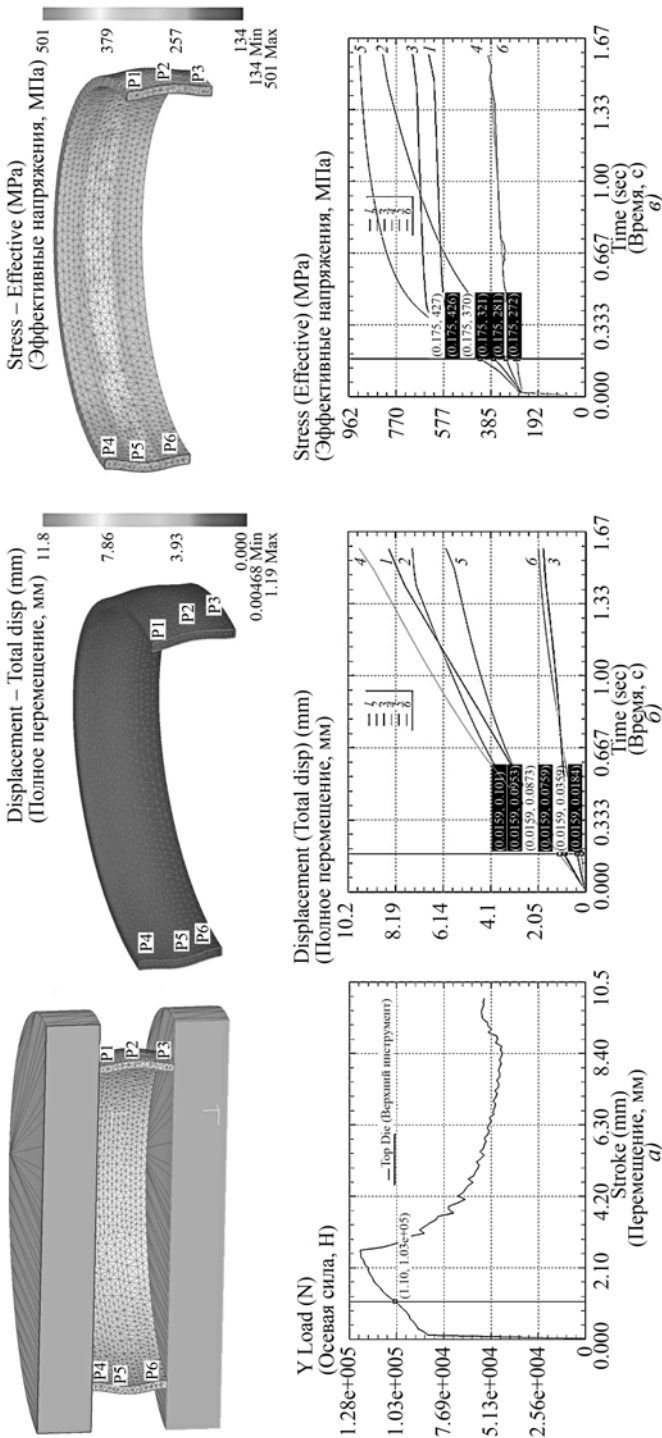


Рис. 7. Потерявшая устойчивость трубная заготовка с начальной высотой  $h_0 = 15$  мм:  
 а — изменение силы; б — эффективные напряжения; в — перемещение

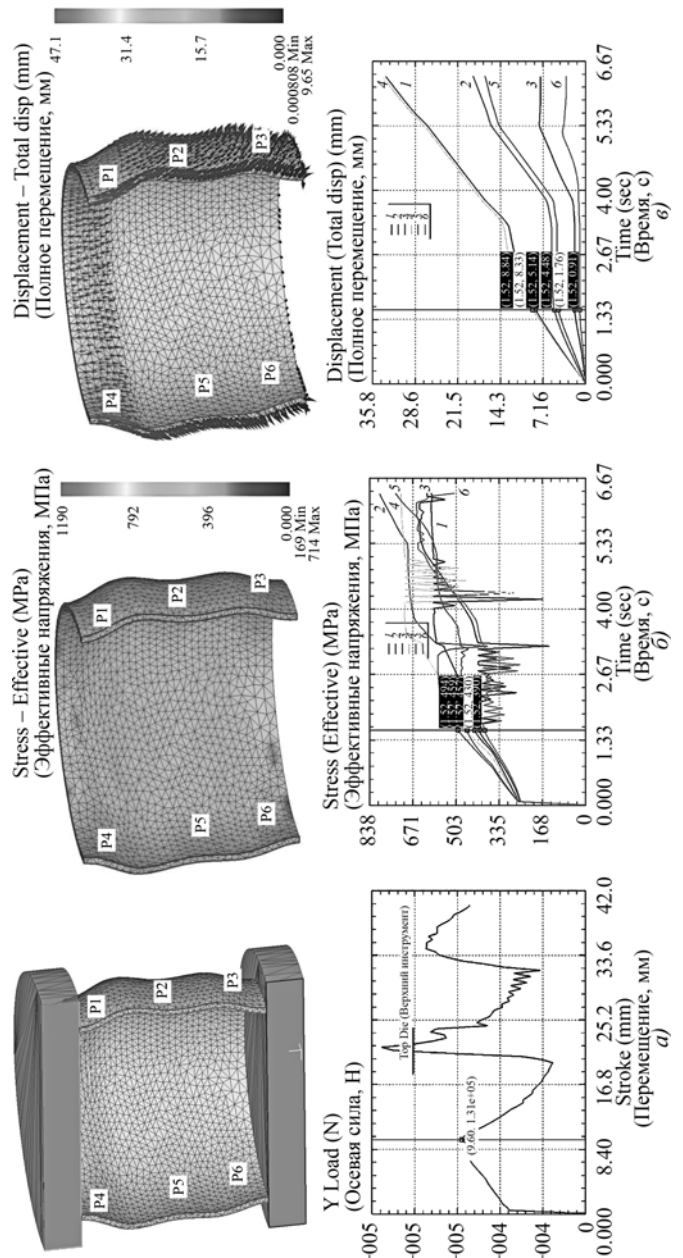


Рис. 8. Потерявшая устойчивость трубная заготовка с начальной высотой  $h_0 = 60$  мм:  
 а — изменение силы; б — эффективные напряжения; в — перемещение

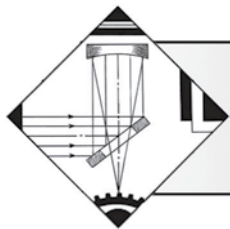
упруго. Второй этап соответствует переходу заготовки в новое положение равновесия в связи с началом образования волны на перемещении 2,52 мм, где осевая сила продолжает расти в связи с упрочнением металла, достигая критического значения  $P_z = 122,88$  кН. Третий этап соответствует резкому убыванию нагрузки в связи с интенсивным изменением кривизны заготовки, сопровождающейся ростом прогиба. Рис. 7, б характеризует перемещения характерных точек, выделенных на различных участках заготовки. Рис. 7, в отображает изменение эффективных напряжений для характерных точек (P1...P6), выделенных на разных участках заготовки. Другая компьютерная модель (рис. 8) характеризует потерю устойчивости трубной заготовки с начальной высотой  $h_0 = 60$  мм. Характер деформации отличается образованием двух круговых волн на боковой поверхности заготовки, оно сопровождается изменением осевой силы, как показано на рис. 8, а. Рис. 8, б отображает изменение эффективных напряжений на этапах нагружения для характерных точек заготовки (P1...P6). На рис. 8, в показаны перемещения выделенных на модели точек в рассматриваемый момент нагружения.

### Выводы

1. Установлена взаимосвязь условий потери устойчивости цилиндрической трубной заготовки с ее геометрическими параметрами и энергосиловыми характеристиками реализуемого технологического процесса осевого сжатия и напряженно-деформированным состоянием с учетом упрочнения металла заготовки.
2. На основе выявленных связей разработана математическая модель прогиба срединной поверхности цилиндрической трубы, проведен анализ характера изменения и числовых значений изгиба стенки в момент потери устойчивости.
3. Проведен анализ влияния относительной толщины стенки трубы на число образующихся полуволн, критические напряжения и силы, при которых заготовка теряет устойчивость.
4. Сравнение силовых параметров, полученных экспериментально и расчетом по компьютерным моделям, показывает их удовлетворительное совпадение, расхождение не превышает 5 %.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сосенушкин Е.Н. Развитие систем пластического деформирования // Вестник МГТУ "Станкин". 2010. № 1 (9). С. 30—38.
2. The problems of metrological support for the preparation of production in machine construction / S.N. Grigoriev, V.I. Teleshevskii, A.V. Glubokov et al. // Measurement Techniques. 2012. Vol. 55. Iss. 5. P. 526—529.
3. Пат. на изобр. № 2460604. Штамп совмещенного действия для получения преимущественно трубных изделий с плоским фланцем / Сосенушкин Е.Н., Хачатрян Д.В., Смолович И.Е., Яновская Е.А. / ФГБОУ ВПО МГТУ "СТАНКИН"; Опубл. 10.09.2012. Бюл. № 25.
4. Adaskin A.M. Use of the Effect of Stress Relaxation for Changing the Shape of Articles From Nonplastic Steels and Alloys // Metal Science and Heat Treatment. Vol. 54. № 1—2. 2012. P. 47—51.
5. Study of mechanism and kinetics of wear of shearing dies from semi-heat-resistant steels in machining articles made from various structural materials / N.Yu. Cherkasova, A.A. Shein, G.V. Antonenkova et al. // Journal of friction and wear. Vol. 34. Iss. 3. № 5. 2013. P. 214—220.
6. Sosenushkin E.N., Khromenkov A.V., Melnik Yu.A. Mathematical model of adhesive wear of three-dimensional dies // Journal of Friction and Wear. 2014. Vol. 35. Iss. 6. P. 525—530.
7. Сосенушкин Е.Н., Пузырь Р.Г., Яновская Е.А. Установление поля напряжений при радиально-ротационном профилировании цилиндрической заготовки без учета радиусов закругления деформирующего инструмента // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2013. № 4 (27). С. 42—47.
8. Трубные заготовки: технологический аспект раздачи и обжима / Е.Н. Сосенушкин, А.Э. Артеc, Е.А. Яновская, Д.В. Хачатрян // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2010. № 4 (12). С. 36—41.
9. Пономарев А.С., Артеc А.Э., Сосенушкин Е.Н. Технология обжима трубных заготовок из чугуна ВЧ-40 // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2011. № 4 (16). С. 43—45.
10. Ponomarev A.S., Sosenushkin E.N., Klimov V.N. Effect of Process Features of Pressure Treatment on the Microstructure and Quality of Parts of Pipeline Fittings from High-Strength Cast Iron // Metal Science and Heat Treatment. 2012. Vol. 54. № 1—2. P. 22—27.
11. Влияние обработки давлением на микроструктуру и качество изделий из высокопрочного чугуна / Е.Н. Сосенушкин, А.С. Пономарев, А.Э. Артеc, В.Н. Климов // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2011. № 3 (15). С. 115—120.
12. Математические модели операций раздачи и обжима при деформации конических участков труб / Д.В. Хачатрян, Е.Н. Сосенушкин, И.Е. Смолович, Е.А. Яновская, В.Ю. Киндеров // Проблемы машиностроения и автоматизации. Международный журнал. № 4. 2013. С. 80—88.
13. Разработка инновационной технологии штамповки полой насосной штанги для нефтяных скважин / А.Э. Артеc, Е.Н. Сосенушкин, А.М. Володин, В.В. Третьохин // Вестник МГТУ "СТАНКИН". № 2 (14). 2011. С. 18—21.
14. Сосенушкин Е.Н., Белокопытов В.В. Разработка ресурсосберегающей технологии производства фланцевых поковок на универсальном оборудовании // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2010. № 3 (11). С. 35—41.
15. Group technological processes of semihot volumetric stamping hydraulics parts / V.M. Pozdnev, E.N. Sosenushkin, E.S. Serov, V.G. Goriuchev // Soviet forging and sheet metal stamping technology. 1989. № 7. P. 10—15.
16. Resor- and energy-saving manufacturing technologies based on pressure treatment / A.E. Artes, E.N. Sosenushkin, V.V. Tret'yukhin et al. // Russian Engineering Research. 2013. T. 33. № 8. P. 460—462.
17. Сосенушкин Е.Н., Яновская Е.А., Емельянов В.В. Напряженное состояние и деформируемость металла при осесимметричной вытяжке // Станки и инструмент. 2014. № 12. С. 21—25.
18. Тимошенко С.П., Лесселье Дж. Прикладная теория упругости. М.—Ленинград: НТИ, 1931. 392 с.
19. Iguchi S. Die Eigenschwingungen und Klangfiguren der vierseitig freien rechteckigen Platte // Ingenieur — Archiv. Fünftes und sechstes (schluss) Heft. XXL Band. 1953. S. 303—322.
20. Алфутов Н.А. Основы расчета на устойчивость упругих систем. М.: Наука, 1978. 312 с.
21. Вольмир А.С. Устойчивость деформируемых систем. М.: Наука. 1967. 984 с.
22. Бебрис А.А. Устойчивость заготовки в деформирующихся операциях листовой штамповки. Рига: Зинатне, 1978. 127 с.
23. Пиккуль В.В. К теории устойчивости оболочек // Вестник ДВО РАН. 2006. № 4. С. 81—86.
24. Друккер Д. Определение устойчивого неупругого материала // Механика: Периодический сборник переводов иностранных статей. М.: Иностранная литература, 1960. № 2. С. 55—70.
25. Давыдов О.Ю., Егоров В.Г., Чудаков П.Д. Анализ деформирования тонкостенных труб в закрытой матрице // Кузнечно-штамповочное производство. 1997. № 5. С. 4—6.
26. Ренне И.П., Каюшин В.А. Экспериментальное исследование устойчивости пластической деформации кромки трубы при раздате коническим пуансоном // Кузнечно-штамповочное производство. 1988. № 9. С. 16—17.
27. Пашкевич А.Г., Каширин М.Ф. Устойчивость цилиндрических оболочек в процессах штамповки осевым усилием // Кузнечно-штамповочное производство. 1974. № 3. С. 18—19.
28. Пилипенко О.В. Влияние анизотропии механических свойств трубных заготовок на технологические параметры раздачи // Известия ТулГУ. Сер. Механика деформируемого твердого тела и обработка металлов давлением. 2006. Вып. 1. С. 149—158.
29. Сосенушкин Е.Н., Третьякова Е.И., Махдиян А. Статический критерий устойчивости трубных анизотропных заготовок // Известия ТулГУ. Технические науки. 2008. Вып. 2. С. 169—176.
30. Непершин Р.И. Пластическая потеря устойчивости при осевом сжатии трубы. Вестник СГАУ, 2011. № 3 (27). Ч. 1. С. 329—336.
31. Сосенушкин Е.Н., Яновская Е.А. Гнессеологический аспект создания математической модели в технике // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2014. № 1 (28). С. 131—134.
32. Сосенушкин Е.Н., Яновская Е.А. Устойчивость трубных заготовок при пластическом деформировании // Обработка материалов давлением. Краматорск, ДГМА. 2012. С. 210—217.



## Создание нового класса нанокompозитных покрытий повышенных трещиностойкости и твердости на основе применения инновационных пучковых технологий\*

*Статья посвящена разработке научно-технологических принципов, позволяющих с помощью применения инновационных пучковых и плазменных технологий получить новый класс гетерогенных материалов с нанокompозитными покрытиями повышенных циклической трещиностойкости и твердости на проводящих и диэлектрических материалах сложной геометрической формы. На основе полученных результатов был разработан источник атомов металла и пучков высокоэнергетических молекул с прямоугольной мишенью и изготовлена новая установка осаждения покрытий.*

**Ключевые слова:** нанокompозитные покрытия, тлеющий разряд с электростатическим удержанием электронов, источник медленных атомов металла и быстрых нейтральных молекул газа.

*Article is dedicated to development of the scientific and technological principles allowing by means of innovative beam and plasma technologies to receive a new class of heterogeneous nanocomposite coatings having the increased cyclic crack resistance and hardness on the conductive and dielectric complex-shaped products. On the basis of the received results the source of metal atoms and beams of high-energy molecules with a rectangular target was developed and new installation for coating deposition is made.*

**Keywords:** nanocomposite coating, glow discharge with electrostatic confinement of electrons, source of slow atoms of metal and fast neutral gas molecules.

### Введение

Аналитическое изучение опыта осаждения покрытий показало, что трещиностойкие нанокompозитные материалы и сверхтвердые покрытия с широким интерфейсом и великолепной адгезией к изделиям были до сих пор получены только на плоских проводящих подложках с использованием магнетронного распыления с подачей на подложки импульсов напряжения отрицательной полярности длительностью 20 мкс и амплитудой 30 кВ при частоте следования 25 Гц [1, 2].

Высокоэнергетические ионы выбивают атомы материала из узлов кристаллической решетки в поверхностном слое толщиной в десятки доли микрометра и перемешивают в этом слое атомы подложки и покрытия. Именно такое перемешивание позволяет синтезировать сверхтвердые и трещиностойкие нанокompозитные покрытия толщиной до 0,1 мкм с интерфейсом шириной 1 мкм и более.

Действительно, когда на подложку, отстоящую на 100 мм от титановой мишени магнетрона, подано отрицательное напряжение 80 В, синтезируется известное покрытие золотистого цвета состава TiN с микротвердостью 2500 HV, столбчатой структурой и шириной интерфейса менее 0,1 мкм. Если на подложку подаются импульсы длительностью 20 мкс и амплитудой 30 кВ с частотой следования 25 Гц, осаждается

темно-фиолетовое нанокompозитное покрытие с шириной интерфейса, заметно превышающей 1 мкм, и микротвердостью 5000 HV, состоящее из зерен TiN и Ti<sub>2</sub>N (последних больше) с размерами менее 10 нм.

Упомянутые выше статьи были опубликованы около 10 лет назад. Однако до сих пор приведенные в них результаты не использовались в промышленности для синтеза рассматриваемых покрытий на изделиях из диэлектрических материалов сложной геометрической формы.

В процессе синтеза на диэлектрических изделиях нужно создать те же физические условия, что и на плоских проводящих подложках при подаче на них высоковольтных импульсов. При этом, во-первых, диэлектрические изделия лучше бомбардировать нейтральными молекулами с высокой энергией [3–6]. Во-вторых, траектории медленных атомов металла и высокоэнергетических молекул должны совпадать. Для этого необходимо разработать источник совпадающего с импульсными пучками высокоэнергетических молекул потока атомов металла с общей для частиц обоих сортов эмиссионной поверхностью [7–10]. Наиболее важной задачей является генерация ионного эмиттера, оптимального для такого источника.

### Исследование генерации ионного плазменного эмиттера с помощью тлеющего разряда с электростатическим удержанием электронов

Для удержания электронов использовались широкие эмиссионные сетки и полые катоды с внутренним объемом

\* Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках Соглашения № 14-29-00297 от 06 августа 2014 г.



от 0,005 до 0,12 м<sup>3</sup>. В последнем случае эмиссионная сетка отсутствовала, а в качестве полого катода, являющегося электростатической ловушкой для всех электронов, использовалась вакуумная камера диаметром 0,5 м и длиной 0,6 м с расположенным внутри нее анодом. Когда между ними приложено напряжение 200...500 В при давлении газа от 0,1 до 1 Па, зажигается тлеющий разряд, электроны, эмитированные полым катодом, и быстрые электроны, образованные в катодном слое, отражаются сотни раз от различных участков катодной поверхности  $S$  и становятся изотропными. До попадания на анодную поверхность  $S_a$  эти электроны проходят внутри ловушки путь длиной

$$L = 4V/S_a, \quad (1)$$

которая в сотни раз превышает ширину ловушки

$$a = 4V/S. \quad (2)$$

Они успевают побывать во всех частях ловушки, и поэтому распределены в ее объеме  $V$  достаточно однородно. Вследствие этого вероятность ионизации газа этими электронами распределена равномерно и заполняющая ловушку плазма также достаточно однородна. Вклад в ионизацию электронов, образованных в эквипотенциальной плазме, пренебрежимо мал, потому что их средняя энергия не превышает 1 эВ.

Осциллирующие в ловушке быстрые электроны ионизируют газ не только в разрядной плазме, но и в катодном слое. Начальная энергия  $\epsilon_0$  электрона, образованного в слое, соответствует разности потенциалов между плазмой и точкой его образования. Она может составлять сотни электронвольт, и такой электрон способен образовать внутри камеры число ионов  $N_\epsilon = \epsilon_0/W$ , где  $W$  — цена ионизации газа. Эффективность ионизации зависит от усредненного по энергии  $\epsilon$  пробега  $\lambda = 1/(n_0\sigma(\epsilon))$  эмиттированных катодом электронов с начальной энергией  $eU_c$ :

$$\lambda_N(p, U_c) = \frac{1}{(eU_c - W)} \int_W^{eU_c} \frac{d\epsilon}{n_0(p)\sigma(\epsilon)}, \quad (3)$$

где  $n_0$  — плотность молекул, зависящая от давления  $p$  и температуры газа;  $\sigma$  — сечение ионизации;  $U_c$  — катодное падение потенциала, а также от длины столкновительной релаксации этих электронов — пути, который они должны пройти в газе, чтобы потратить всю свою энергию на возбуждение и ионизацию газа,

$$\Lambda = (eU_c/W)\lambda_N. \quad (4)$$

В оптимальном диапазоне давлений, где  $\Lambda < L$  и  $\lambda_N > a$ , быстрые электроны тратят на ионизацию всю свою энергию и катодное падение не зависит от  $p$ . Оно зависит только от доли  $\beta$  поступающих на катод ионов, от общего числа ионов, образованных в разряде, от коэффициента  $\gamma$  ионно-электронной эмиссии катода и от отношения  $d/a$ , где  $d$  — ширина катодного слоя. Следовательно, катодное падение  $U_c$  зависит только от разрядного тока  $I$ , который определяет величину  $d/a$ . С ростом тока  $U_c$  также увеличивается и стремится к пределу  $U^* = W/(e\beta\gamma)$ .

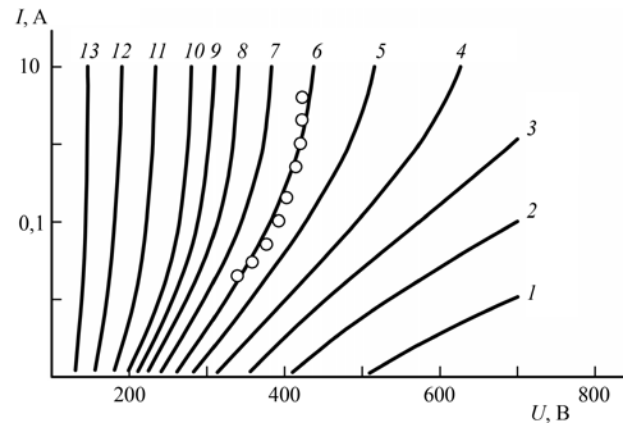


Рис. 1. Вольт-амперные характеристики разряда в аргоне, рассчитанные для коэффициента  $\gamma$ , равного 0,01 (1); 0,02 (2); ...; 0,09 (9); 0,1 (10); 0,12 (11); 0,15 (12) и 0,2 (13), а также экспериментальные ВАХ (кружки) разряда с полым катодом объемом 0,12 м<sup>3</sup>

При  $\lambda_N > a$  число  $n$  ионов, образованных в ловушке быстрыми электронами, появившимися благодаря ионизации газа в катодном слое одним электроном, эмиттированным катодом, определяется как

$$n = C(d/a)N^2, \quad (5)$$

где  $N$  — максимальное число ионов, образованных одним эмиттированным катодом электроном  $N = eU_c/W$ , а коэффициент  $C$  зависит от  $N$  и линейно возрастает от 0,2 при  $N = 10$  до 0,36 при  $N = 20$  и до 0,5 при  $N = 30$ .

Уравнение самостоятельности разряда

$$\beta\gamma(N + n) = 1 \quad (6)$$

и закон Чайлда—Ленгмюра для плотности тока ионов в катодном слое позволяют рассчитать вольт-амперные характеристики (ВАХ) разряда. В оптимальном диапазоне давлений они не зависят от размера ловушки. Экспериментальные ВАХ разряда с полым катодом объемом  $V = 0,12$  м<sup>3</sup> и внутренней поверхностью  $S = 1,5$  м<sup>2</sup> при площади анода  $S_a = 0,016$  м<sup>2</sup> и давлении аргона 0,4 Па, представленные на рис. 1 кружками, позволяют определить, что коэффициент  $\gamma \approx 0,06$  для материала камеры.

При давлениях, меньших нижней границы  $p_0$  оптимального диапазона давлений, удовлетворяющей уравнению

$$\Lambda(p) = L, \quad (7)$$

эмиттированные катодом электроны расходуют на ионизацию газа лишь часть своей энергии, а ее остаток идет на нагрев анода. В этом случае число образованных ими ионов меньше  $N$  и чтобы сохранить величину разрядного тока, нужно, повысив катодное падение  $U_c$ , увеличить ширину  $d$  и объем катодного слоя, а следовательно, и число  $n$  ионов, образованных быстрыми электронами из слоя.

С уменьшением давления газа катодное падение  $U_c$  может возрастать до 3 кВ, при этом число ионов, образованных эмиттированными катодом электронами, снижается, и они "передают эстафету" ионизации последующим поколениям электронов, образованных в катодном слое. Когда  $U_c$  резко

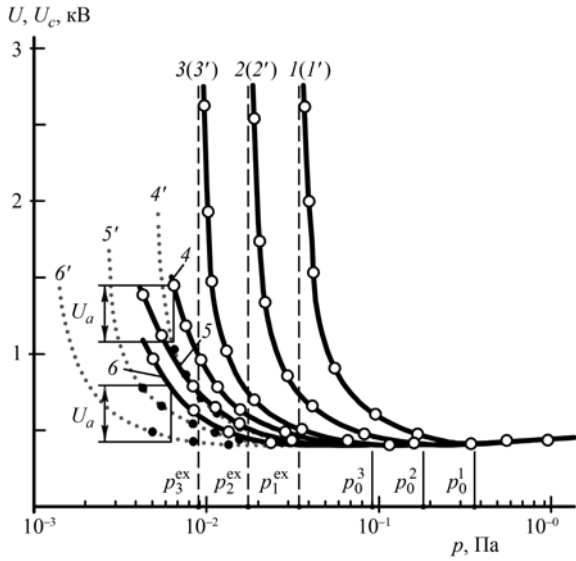


Рис. 2. Зависимость напряжения между анодом и катодом  $U$  (1...6) и катодного падения потенциала  $U_c$  (1'...6'; кривые 1'...3' совпадают с 1...3 соответственно) от давления аргона  $p$  в полном катоде объемом  $0,12 \text{ м}^3$  и площадью внутренней поверхности  $1,5 \text{ м}^2$  при токе  $I = 0,5 \text{ А}$  и площади анода  $S_a = 0,064$  (1);  $0,032$  (2);  $0,016$  (3);  $0,008$  (4);  $0,004$  (5) и  $0,002 \text{ м}^2$  (6)

увеличивается (рис. 2), давление стремится к пределу, являющемуся давлением погасания разряда  $p^{ex}$  и удовлетворяющему уравнению

$$\lambda_0(p) = L, \tag{8}$$

где  $\lambda_0$  — усредненный по энергии пробег между ионизирующими столкновениями электронов с энергией  $eU_0$ , а  $U_0$  — катодное падение разряда при давлении газа  $p = p_0$ .

Давления  $p_0$  и  $p^{ex}$  прямо пропорциональны площади анода  $S_a$  и снижаются до тех пор, пока  $S_a$  не уменьшится до критической величины

$$S^* = (\pi/e)^{1/2} (2m/M)^{1/2} S \approx (2m/M)^{1/2} S, \tag{9}$$

где  $e$  — основание натурального логарифма, а  $m, M$  — массы электрона и иона соответственно. При  $S_a < S^*$  на аноде появляется яркое свечение анодной плазмы, которая увеличивает площадь эффективной поверхности анода. В этом случае разрядное напряжение равно  $U = U_c + U_a$ , где  $U_a$  — положительное анодное падение потенциала, возрастающее с уменьшением давления от 20 В при 0,1 Па до 0,5...1 кВ при 0,01 Па. Вычисленные и отмеченные на рис. 2 значения давлений  $p_0$  и  $p^{ex}$  хорошо согласуются с экспериментальными данными. Кривые 4...6 соответствуют площадям анода  $S_a < S^* = 0,009 \text{ м}^2$ , и из-за положительного анодного падения давление погасания разряда превышает величину, определяемую уравнением (8).

Было показано, что можно исключить высокие значения анодного падения  $U_a$  и еще больше снизить давление газа, если разместить анод в дополнительной вакуумной камере, сообщаемой с полым катодом через отверстие, сечение которого значительно меньше критической площади анода  $S^*$ . В этом случае внутри катода, вблизи отверстия возникает двойной электростатический слой с площадью поверхности, примерно

равной  $S^*$ . Данная поверхность выполняет роль плазменного анода, прозрачного для осциллирующих внутри полого катода быстрых электронов. Это значительно повышает величину  $L$  в уравнениях (7) и (8) и снижает нижнюю границу  $p_0$  оптимального диапазона давлений и давление погасания разряда  $p^{ex}$ . Что касается низкоэнергетических плазменных электронов, они ускоряются в двойном слое и через отверстие влетают в дополнительную вакуумную камеру. Чтобы эти электроны эффективно ионизовали там газ, поддерживая анодную плазму двойного слоя, газ необходимо подавать в полый катод через дополнительную камеру, и давление в ней должно заметно превышать давление в полном катоде.

Когда давление превышает верхнюю границу оптимального диапазона давлений, удовлетворяющую уравнению

$$\lambda_N(p) = a. \tag{10}$$

глубина проникновения быстрых электронов в катодный слой и интенсивность их размножения снижаются. Из-за этого катодное падение  $U_c$  повышается на 100...200 В при увеличении давления до величины  $p^{eff}$ , удовлетворяющей уравнению

$$\Lambda_N(p) = a. \tag{11}$$

При  $p > p^{eff}$  энергия электронов, возвращающихся из плазмы в катодный слой, недостаточна для образования в нем быстрых электронов и электростатическая ловушка не оказывает на тлеющий разряд никакого эффекта.

Полученные результаты исследований позволяют сделать вывод о том, что во всем диапазоне давлений эффекта электростатической ловушки  $p^{ex} < p < p^{eff}$ , где тлеющий разряд сильно отличается от разряда с плоским катодом, размножение в катодном слое быстрых электронов, возвращающихся в него после каждого пролета через разрядную плазму, играет определяющую роль в поддержании разряда. Вклад в ионизацию газа образованных в слое быстрых электронов увеличивается с уменьшением давления и при давлении  $p \sim p^{ex}$  становится определяющим.

Аналогичные закономерности наблюдались и в разряде с объемом ловушки  $0,005 \text{ м}^3$ . Она была образована цилиндрическим полым катодом диаметром 0,26 м и длиной 0,1 м, а также сеткой с высокой прозрачностью, перекрывавшей выходное отверстие катода диаметром 0,2 м. Чтобы предотвратить уход из ловушки эмиттированных катодом электронов через отверстие сетки, на нее подавалось отрицательное напряжение 100...200 В относительно катода. При оптимальном для перезарядки ускоренных ионов давлении газа 0,2...0,4 Па положительное анодное падение не превышало 20 В, что не вызывает опасений перегрева и плавления анода. Поэтому ловушка с катодом объемом  $0,005 \text{ м}^3$  была выбрана для генерации плазменного эмиттера экспериментального источника атомов металла, сопровождаемых высокоэнергетическими молекулами газа.

### Экспериментальные исследования источника медленных атомов металла и быстрых нейтральных молекул газа

На рис. 3 представлена схема экспериментального источника частиц, установленного на вакуумной камере диаметром 500 мм и длиной 600 мм. Охлаждаемая водой мишень  $I$  диаметром 160 мм расположена на дне полого катода

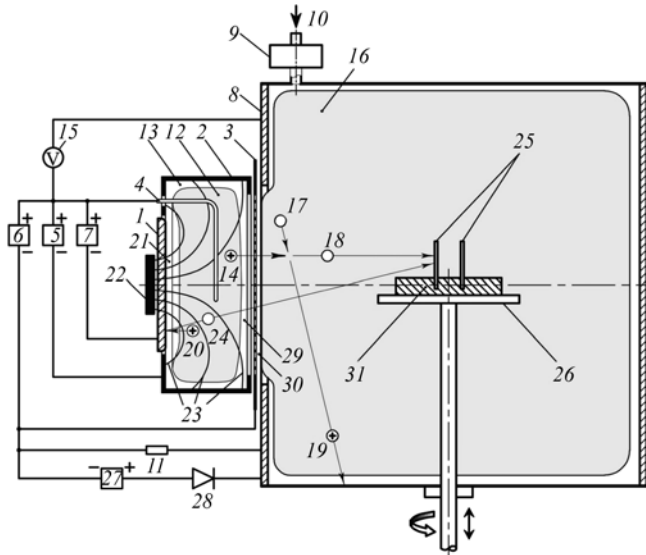


Рис. 3. Схема экспериментальной установки:

1 — мишень; 2 — полый катод; 3 — эmissiveй сетка; 4 — анод; 5...7, 27 — источник питания; 8 — вакуумная камера; 9 — устройство предварительной ионизации; 10 — подача газа; 11 — резистор обратной связи; 12 — плазменный эмиттер; 13 — катодный слой; 14, 19, 20 — ионы; 15 — вольтметр; 16 — вторичная плазма; 17 — молекула газа; 18 — быстрая молекула; 21, 29, 30 — слой объемного заряда; 22 — постоянный магнит; 23 — силовые линии магнитного поля; 24 — распыленный атом мишени; 25 — подложки; 26 — вращающийся стол; 28 — диод; 31 — держатель пластин

2 диаметром 260 мм и длиной 100 мм. Сетка 3 перекрывает выходное отверстие катода диаметром 200 мм. Анод 4 выполнен из молибденового прутка диаметром 3 мм и длиной 160 мм. Источник частиц оснащен источниками питания 5, 6 и 7. Из устройства предварительной ионизации, через которое газ подается в камеру, в катод через сетку 3 поступает из камеры слабо ионизованная плазма. Давление аргона, азота, их смеси и других газов измеряется вакуумметром с датчиком BARATRON 626B.1MQF и регулируется двухканальной системой подачи газа с контроллерами 1179G22 CR 1BK (производства компании MKS Instruments Inc., США).

Сетка 3 соединена с камерой 8 через резистор 11 с регулируемым сопротивлением. После включения в работу источников питания упомянутая плазма низкой концентрации внутри полого катода 2 инициирует зажигание тлеющего разряда, и катод заполняется разрядной плазмой, отделенной от катодной поверхности слоем 13. Напряжение источника питания 6 на 100...200 В выше, чем у источника питания 5, и это не позволяет электронам, эмиттированным катодом, вылететь из него через отверстия сетки 3. Ионы 14 ускоряются разностью потенциалов между плазменным эмиттером и вторичной плазмой 16, образующейся в камере 8 при инъекции в нее ионов.

В результате перезарядки при столкновениях с молекулами 17 ионы 14 превращаются в быстрые нейтральные молекулы 18. Ток в цепи камеры 8 медленных ионов 19, образованных при перезарядке, индуцирует падение потенциала на резисторе 11, сетка 3 становится отрицательной относительно камеры 8 и препятствует проникновению электронов из плазмы 16 в плазменный эмиттер 12. Изменяя напряжение источника питания 6, можно регулировать энергию быстрых молекул от ~ 0,4 до ~ 10 кэВ.

Когда мишень 1 и катод 2 эквипотенциальны, формируемый источником пучок быстрых молекул можно использовать для предварительной обработки изделий. При напряжении до 3 кВ источника питания 7 между анодом 4 и мишенью 1 ионы 20 из плазменного эмиттера 12 ускоряются в слое 21 и бомбардируют мишень. Для уменьшения числа эмиттируемых мишенью вторичных электронов, поступающих в камеру через сетку, за мишенью 1 был установлен постоянный магнит 22 с линиями поля, пересекающими как мишень, так и полый катод.

Распыляемые атомы 24 пролетают через плазменный эмиттер 12, сетку 3 и вместе с ускоренными ионами 14 поступают в камеру. Атомы металла использовались для синтеза нитридных покрытий на поверхности изделий 25, вращавшихся на столе 26 со скоростью 8 об/мин. Свойства синтезируемого покрытия регулируют непрерывной бомбардировкой его поверхности быстрыми молекулами с оптимальной энергией.

Эксперименты показали, что увеличением сопротивления резистора 11 невозможно уменьшить потенциал плазменного эмиттера 12, равный потенциалу анода 4, ниже 150...200 В из-за того, что рост сопротивления сопровождается снижением тока в цепи камеры. Поэтому для регулировки потенциалов сетки и анода использовался подсоединенный к резистору 11 через диод 28 дополнительный источник питания 27, ток которого через резистор независимо изменял падение напряжения на нем.

На рис. 4 представлены радиальные распределения плотности ионного тока  $j_i$  на зонд в плазме (см. рис. 3) и скорости распыления  $v$  мишени, зависящие от конфигурации линий магнитного поля с индукцией в центре мишени 35 мТл.

При индукции на границе мишени  $B_0 = 1$  мТл неоднородность скорости распыления сохраняет прежнюю величину  $\pm 7\%$ , однако доля тока ионов из плазмы в цепи мишени возрастает от 12 до 25%. При увеличении  $B_0$  до 6 мТл доля тока в цепи мишени ионов, однородно распыляющих 85% ее поверхности, увеличилась до 56%. Когда  $B_0$  превышает 15 мТл, распыление мишени становится резко неоднородным и уже не отличается от распыления в обычном магнетронном разряде.

Для демонстрации возможностей нового источника атомов металла и быстрых молекул газа покрытия из нитрида титана были синтезированы на двух пластинах (25 на рис. 3)

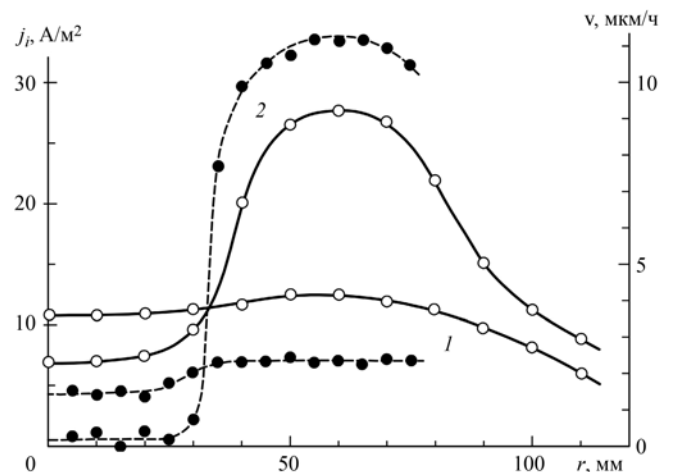


Рис. 4. Зависимости от расстояния  $r$  до оси полого катода скорости распыления мишени  $v$  (.....) и плотности ионного тока на зонд  $j_i$  (—) в разрядах с магнитной индукцией на краю мишени 1 мТл (1) и 6 мТл (2) при давлении 0,4 Па, токе в цепи катода 0,5 А, напряжении на сетке 800 В и напряжении на мишени 0,6 кВ

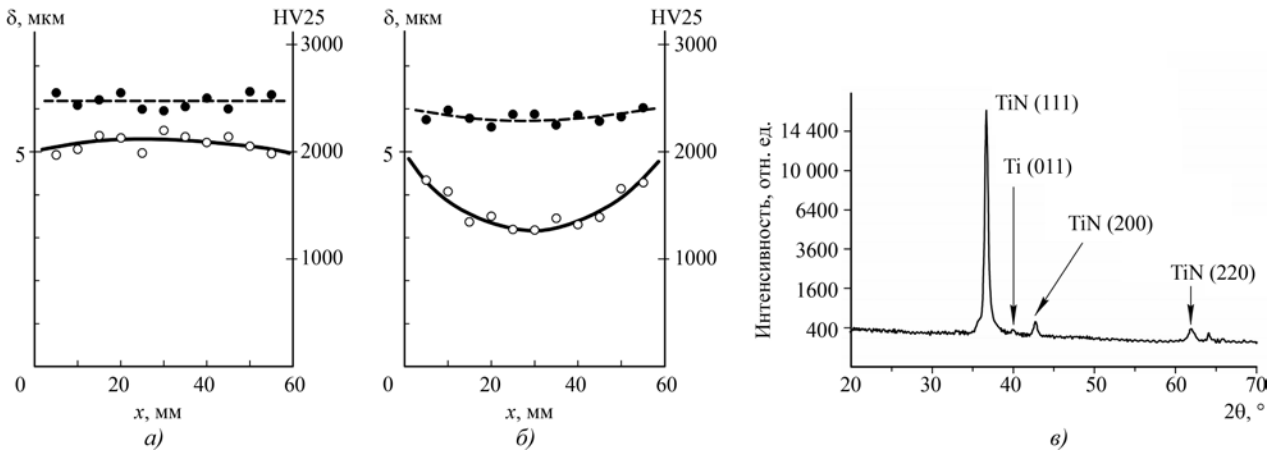


Рис. 5. Зависимости от расстояния  $x$  до края пластины толщины покрытия  $\delta$  (—) и микротвердости (-----) на внешней (а) и внутренней (б) поверхностях, а также рентгеновская дифрактограмма внутренней поверхности (в)

из оксида алюминия длиной 60 мм и высотой 48 мм, установленных на расстоянии 25 мм друг от друга на вращающемся столе 26. Для измерения толщины покрытий каждая пластина была частично закрыта с обеих сторон масками. Сначала поверхности пластин активировались в течение 10 мин при давлении 0,2 Па быстрыми атомами аргона с энергией 1 кэВ. Затем при давлении  $p = 0,4$  Па смеси аргона и азота (15%), напряжении на распыляемой мишени  $U_i = 3$  кВ, токе в цепи полого катода  $I_c = 3$  А и плотности эквивалентного тока  $\sim 10$  А/м<sup>2</sup> атомов аргона и молекул азота с энергией 150 эВ в течение 6 ч синтезировали на пластинах покрытия. После удаления масок измерялась толщина покрытий  $\delta$ . На внешних поверхностях пластин она распределена достаточно однородно и составляет  $\approx 5$  мкм (рис. 5, а). На внутренних поверхностях, обращенных друг к другу, толщина снижается от  $\approx 5$  мкм у края пластины до  $\approx 3,2$  мкм в середине (рис. 5, б). Рентгеновская дифрактограмма внутренней поверхности (рис. 5, в) не отличается от

дифрактограммы внешней поверхности и соответствует покрытиям TiN, полученным по стандартной магнетронной технологии. Микротвердость  $\sim 2500$  HV 25 и золотистый цвет полученных покрытий типичны для стехиометрии TiN.

Однако для получения трещиностойких и сверхтвердых материалов и покрытий необходимо заменить непрерывную бомбардировку синтезируемого покрытия ионами с энергией 50...200 эВ импульсной бомбардировкой частицами с энергией около 30 кэВ. В этих целях предложено использовать плазменный эмиттер на потенциале заземленной камеры и получать высокоэнергетические нейтральные молекулы, подавая отрицательные высоковольтные импульсы напряжения на устройство перезарядки, состоящее из двух сеток и полого цилиндра между ними (рис. 6). В этом случае источник содержит соединенный электрически с рабочей вакуумной камерой 1 анод 2, полый катод 3, эмиссионную сетку 4, мишень 5, источник питания разряда 6, положительный полюс которого соединен с камерой 1 и анодом 2, а отрицательный полюс — с полым катодом 3 и мишенью 5. Он включает также генератор высоковольтных импульсов между анодом и эмиссионной сеткой 4, параллельную ей дополнительную сетку 8 и полый электрод 9, электрически соединенный с обеими сетками и охватывающий пространство между ними. За мишенью размещена магнитная система 10 с арочной конфигурацией линий поля.

После откачки камеры с установленным внутри обрабатываемым изделием из диэлектрического материала в нее напускают газ, например смесь аргона и азота (15%), до давления 0,5 Па. После включения источника питания 6 напряжение до 500 В между анодом и полым катодом инициирует тлеющий разряд, и полый катод заполняется однородной разрядной плазмой 12, отделенной от полого катода и мишени слоем 13 положительного объемного заряда.

Ионы 14 ускоряются в слое 13 и с энергией в сотни электронвольт бомбардируют и распыляют полый катод. Распыленные ионами атомы металла 15 через эмиссионную и дополнительную сетки с прозрачностью 90% влетают в камеру и осаждаются на изделии 11. При подаче на сетки и соединенный с ними полый электрод импульса отрицательного напряжения амплитудой 30 кВ и длительностью 5...20 мкс между плазмой 12 и сеткой 4 образуется слой 16 положительного объемного заряда, и его ширина возрастает примерно до 0,01 м. При давлении газа 0,5 Па и энергии ионов аргона 30 кэВ их длина перезарядки равна 0,1 м и в 10 раз превышает

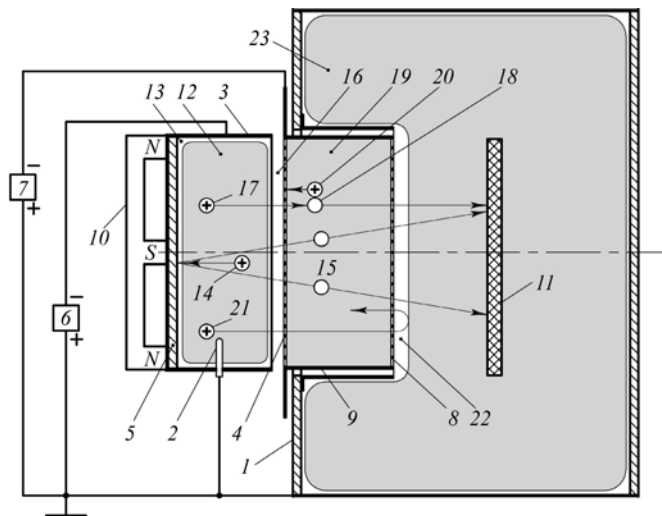


Рис. 6. Схема источника атомов металла и импульсных пусков высокоэнергетических молекул:

1 — вакуумная камера; 2 — анод; 3 — полый катод; 4 — эмиссионная сетка; 5 — мишень; 6, 7 — источник питания; 8 — дополнительная сетка; 9 — полый электрод; 10 — магнитная система; 11 — изделие; 12 — плазма; 13, 16 — слой положительного объемного заряда; 14, 17, 21 — ионы; 15, 18 — атомы металла; 22 — слой между сеткой и вторичной плазмой; 23 — вторичная плазма

ширину слоя 16. Поэтому число ионов, превращающихся в слое 16 в быстрые молекулы, пренебрежимо мало.

При расстоянии между сетками 0,1 м около 63 % ускоренных ионов превращаются в эквипотенциальном пространстве между ними в нейтральные молекулы с энергией 30 кэВ. Это пространство заполнено плазмой 19, образованной в результате нейтрализации электронами, эмиттированными сетками и полым электродом, объемного заряда ионов 20, образованных при перезарядке. Ускоренные ионы 21, не превратившиеся в нейтральные молекулы, влетают в камеру через дополнительную сетку, замедляются в слое 22 между ней и вторичной плазмой 23 и возвращаются назад. Поэтому на поверхность диэлектрического изделия не попадает ни один ускоренный ион. Синтезируемое покрытие бомбардируют только быстрые нейтральные молекулы.

### Разработка установки для синтеза трещиностойких нанокomпозитных материалов и сверхтвердых покрытий

На основе полученных результатов был разработан источник атомов металла и пучков высокоэнергетических молекул (рис. 7) с прямоугольной (136 × 356 мм) мишенью 1 в неоднородном магнитном поле на дне прямоугольного полого катода 2 длиной 356 мм, шириной 136 мм и глубиной 50 мм. С помощью пяти керамических изоляторов 3 с экранами, защищающими от осаждения на них металлических пленок, эмиссионная сетка 4 с закрепленным на ней прямоугольным полым электродом 5 длиной 580 мм, шириной 170 мм и глубиной 85 мм фиксируется на фланце камеры. Дополнительная сетка 6 крепится к этому электроду. Проложной изолятор 7 используется для подачи на сетки и электрод между ними отрицательных высоковольтных импульсов.

Неоднородное магнитное поле с таким же распределением индукции между центром мишени и ее границей, как и на круглых мишенях в исследовавшихся источниках, должно обеспечить более высокую по сравнению с обычными магнетронными распылительными системами эффективность использования материала мишени.

В результате перезарядки в эквипотенциальном пространстве между сетками 4 и 6, таком же, как на рис. 6, ионов, ускоренных импульсами напряжения амплитудой 30 кВ между плазменным эмиттером внутри полого катода 2 и сеткой 4, должны формироваться пучки нейтральных молекул с энергией 30 кэВ с длительностью воздействия 5...20 мкс.

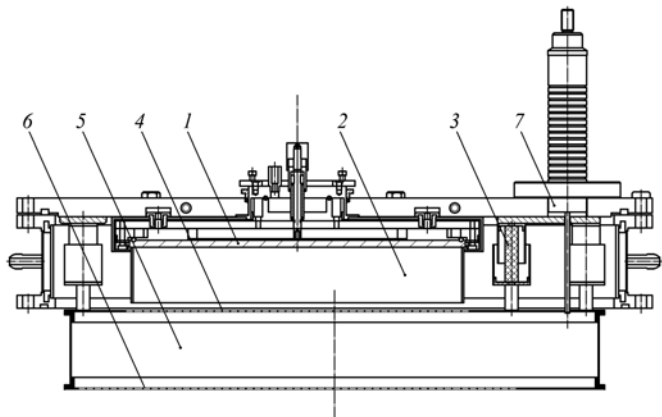


Рис. 7. Схема источника с прямоугольными сетками, мишенью и полым катодом

Отличие данного источника состоит лишь в том, что в устройствах, использовавшихся в описанных выше исследованиях, мишени и сетки были круглыми, а полый катод — цилиндрическим. На самом деле их форма не имеет большого значения, однако протяженные прямоугольные мишени и сетки обеспечивают более высокую зону однородного осаждения покрытий на изделиях, установленных внутри рабочей камеры на системе планетарного вращения, по сравнению с круглыми мишенями и сетками [10—12].

Для исследования представленного на рис. 7 прямоугольного источника и разработки технологии синтеза с его помощью трещиностойких сверхтвердых материалов и осаждения покрытий с высокой адгезией была сконструирована и изготовлена новая установка осаждения покрытий (рис. 8) [13—14].

Вакуумная камера установки высотой 800 мм имеет 4 прямоугольных окна высотой 600 мм и шириной 200 мм, позволяющих установить на камере описанный выше источник. После исследований характеристик источника и разработки технологии синтеза инновационных покрытий могут быть внесены определенные изменения в конструкции установки и источника. Отработанная конструкция источника может тиражироваться, а изготовленная для проведения исследований установка может быть оснащена четырьмя источниками, что в 4 раза повысит ее производительность.

### Заключение

При синтезе покрытий очень важно обеспечить непрерывность бомбардировки покрытия на всей поверхности изделия, включая его полости. Для этого траектории осаждаемых атомов и бомбардирующих синтезируемое покрытие быстрых молекул должны совпадать. Иначе атомы металла и быстрые молекулы будут приходить на отдельные участки поверхности по очереди, и осаждение на них покрытия без бомбардировки

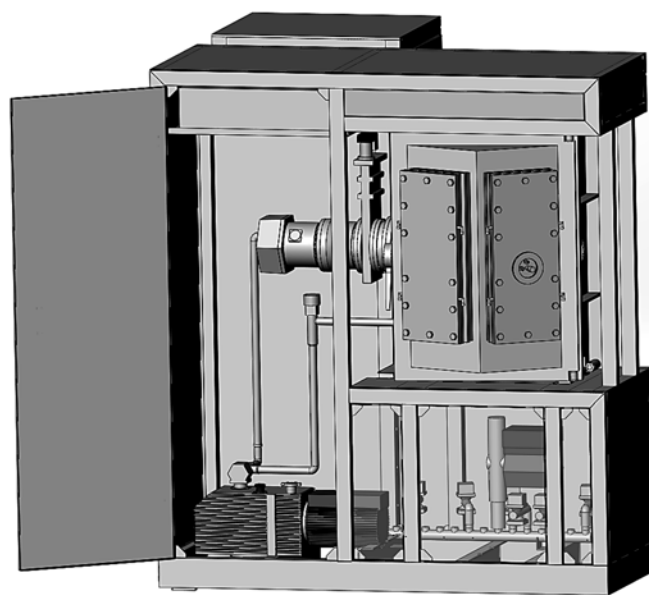


Рис. 8. Схема установки осаждения покрытий, разработанной и изготовленной для получения нового класса гетерогенных материалов и нанокomпозитных покрытий повышенных циклической трещиностойкости и твердости на основе применения инновационных пучковых и плазменных технологий

быстрыми частицами будет чередоваться с бомбардировкой быстрыми частицами без осаждения покрытия, т.е. условия для получения необходимых свойств покрытий не будут созданы. Полное совпадение траекторий возможно лишь в том случае, когда оба источника совмещены в одном устройстве с общей для обоих сортов частиц эмиссионной поверхностью.

Чтобы получить такое устройство, в настоящей работе распыляемая мишень установлена на дне полого катода напротив эмиссионной сетки одного из разработанных в МГТУ "СТАНКИН" источников быстрых нейтральных молекул и на нее подается относительно катода отрицательное напряжение до нескольких киловольт. Атомы материала мишени, распыляемые ионами с энергией в несколько килоэлектронвольт, через эмиссионную сетку источника с прозрачностью 90 % поступают на поверхность изделия в рабочей вакуумной камере вместе с быстрыми молекулами, что обеспечивает постоянство отношения плотностей потоков осаждаемых атомов и бомбардирующих покрытие быстрых молекул на всех участках поверхности изделия сложной геометрической формы.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ruset C., Grigore E. The influence of ion implantation on the properties of titanium nitride layer deposited by magnetron sputtering // Surf. Coat. Technol. 156 (2002). P. 159—161.
2. Characteristics of the Ti<sub>2</sub>N layer produced by an ion assisted deposition method / C. Ruset, E. Grigore, G.A. Collins et al. // Surf. Coat. Technol. 174/175 (2003). P. 698—703.
3. Волосова М.А., Григорьев С.Н., Могилевский А.М. Исследование эффективности нанесения нанопокровтий на концевые твердосплавные фрезы // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2011. Т. 2. № 4. С. 24—30.
4. Повышение работоспособности лезвийных инструментов за счет направленной модификации свойств их рабочих поверхностей при нанесении наноструктурированных многослойно-композиционных покрытий / А.С. Верещака, С.Н. Григорьев, А.А. Верещака и др. // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2014. № 4 (31). С. 45—51.

5. Волосова М.А. Технология изготовления режущих пластин из керамики повышенной прочности с многофункциональными покрытиями для высокоэффективной обработки закаленных подшипниковых сталей // Перспективные материалы. 2014. № 6. С. 64—74.
6. Волосова М.А. Исследование влияния комбинированной поверхностной обработки на физико-механические характеристики оксидной и нитридной режущей керамики // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2013. № 2 (25). С. 39—43.
7. Устройство для осаждения тонких металлических пленок с бомбардировкой быстрыми атомами аргона / А.С. Метель, В.П. Болбуков, М.А. Волосова и др. // Приборы и техника эксперимента. 2014. № 3. С. 114.
8. Метель А.С., Мельник Ю.А., Панин В.В. Несамостоятельный тлеющий разряд с электростатическим удержанием электронов, поддерживаемый пучком быстрых нейтральных молекул // Физика плазмы. 2011. Т. 37. № 4. С. 387—395.
9. Мельник Ю.А. Размерная и поверхностная обработка деталей машин и инструмента источниками широких пучков быстрых нейтральных атомов и молекул // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2011. № 3. С. 121—125.
10. Азотирование режущего инструмента в плазме, получаемой ионизацией газа пучком быстрых нейтральных молекул азота / С.Н. Григорьев, Ю.А. Мельник, А.С. Метель и др. // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2010. № 4. С. 47—54.
11. Вакуумно-дуговые наноструктурные TiN покрытия / А.А. Андреев, С.Н. Григорьев, В.Ф. Горбань и др. // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2010. № 3. С. 14—17.
12. Волосова М.А. Вакуумно-плазменные технологии: получение наноструктурных покрытий триботехнического и инструментально-го назначения // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2010. № 4. С. 66—73.
13. Болбуков В.П. Регулировка энергии быстрых молекул газа в смешанном с атомами металла потоке изменением сопротивления резистора между рабочей камерой и эмиссионной сеткой источника // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2014. № 3. С. 54—57.
14. Болбуков В.П. Распыление мишени на дне полого катода источника быстрых молекул газа в неоднородном магнитном поле // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2014. № 2. С. 111—117.



С.В. Новиков, П.Ю. Перетягин, Р. Торресильяс  
(Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")  
E-mail: svnovikov59@mail.ru

## Научные основы электроимпульсной технологии нанесения твердосплавных покрытий из порошковых материалов на режущий и прессовый инструмент\*

*Представлены результаты исследования закономерностей формирования структуры твердосплавных покрытий из порошков при их нанесении с использованием мощного импульса электрического тока в сочетании с механическим давлением. Разработан прогрессивный электроимпульсный способ нанесения твердосплавных покрытий из порошков на инструмент. Показана возможность изготовления электроимпульсным способом режущего и прессового инструмента с твердосплавным покрытием с высокими физико-механическими и эксплуатационными характеристиками.*

**Ключевые слова:** твердосплавное покрытие, порошковые материалы, импульс электрического тока, режущий инструмент, прессовый инструмент, электроимпульсные технологии.

*The present study is focused on investigation microstructure and mechanical properties of hard metal coatings from powders produced with both high energy and voltage electric impulse and mechanical pressure. The result of the study is a new progressive electric impulse method for hard metal coatings on cutting tools. In the study is demonstrated the possibility of usage this method for producing new kind of cutting tools with high mechanical properties and performance.*

**Keywords:** hard metal coating, powder materials, electric current impulse, cutting tool, pressing tool, electro impulse sintering.

### Введение

Непрерывное увеличение объемов применения труднообрабатываемых материалов в современных отраслях промышленности приводит к постоянному росту масштабов использования твердосплавного инструмента и повышению требований к его качеству [1, 2].

Твердые сплавы, обладающие исключительно высокими свойствами, в принципе необходимы только на рабочих кромках или поверхностях инструментов. Остальную часть инструмента в большинстве случаев целесообразно изготавливать из стали. Существующие технологические процессы предполагают поэтапное изготовление инструмента, что представляет собой длительный и трудоемкий цикл производства. Сначала путем прессования и спекания порошков получают твердосплавные пластины, а затем производят их соединение всевозможными способами со стальным корпусом. Наиболее простым и экономичным способом соединения твердого сплава со сталью является пайка. Однако возникновение в процессе пайки остаточных термических напряжений приводит к появлению в твердосплавных пластинах микротрещин и трещин, вызывающих разрушение инструмента как при изготовлении, так и в процессе его эксплуатации: потери режущего инструмента из-за поломок пластин составляют 50 %, в том числе 10...15 % при его изготовлении [3]. Другие способы соединения малопродуктивны и также не позволяют исключить остаточные напряжения [4].

Широкое применение в промышленности нашел инструмент с механическим креплением твердосплавных пластин к стальному корпусу. Не сомневаясь в целесообразности использования такого инструмента, необходимо отметить следующее. Большой экономический эффект от замены паяного инструмента инструментом с механическим креплением

ем твердосплавных пластин связан не только с высоким его качеством, но и с низким качеством паяного твердосплавного инструмента [3]. В работе [3] отмечено, что если бы существовала технология, которая позволила существенно снизить уровень остаточных термических напряжений при пайке или вообще устранить их, то этот эффект был бы намного меньше, а в ряде случаев просто отсутствовал. Кроме того, не везде возможна и целесообразна замена паяного инструмента инструментом с механическим креплением твердосплавных пластин. Поэтому вопросы разработки производительной технологии качественного соединения твердого сплава со сталью остаются весьма актуальными.

Перспективным направлением в совершенствовании твердосплавного инструмента и технологии его изготовления является использование различных методов нанесения покрытий из порошковых материалов, позволяющих совместить в одной операции формирование твердосплавного слоя и его соединение со стальным корпусом, что приводит к существенному снижению затрат в инструментальном производстве. Наибольшее применение получили газотермические способы нанесения покрытий: газоплазменные, плазменные и детонационные. Однако маленькая толщина наносимых покрытий, низкие физико-механические характеристики, неоптимальные фазовый состав и структура твердосплавного покрытия, высокий уровень остаточных термических напряжений делают такие способы не пригодными для изготовления твердосплавного инструмента и чтобы быть альтернативой пайке [5–7]. В целях повышения работоспособности режущих твердосплавных пластин получили развитие методы физического и химического осаждения покрытий [8–14]. Однако данные методы также не позволяют получать твердосплавные слои на стальных подложках необходимой толщины со структурой спеченного твердого сплава.

В ряде случаев для формирования покрытий из порошков твердых сплавов использовалась энергия лазерного излучения [15]. При этом структуре полученных покрытий были

\* Работа выполнена по Договору № 14.В25.31.0012 в рамках Постановления Правительства РФ № 220 от 09 апреля 2010 г.

присущи те же недостатки (небольшая толщина покрытия, неравномерность структуры, пористость и др.), что и у рассмотренных выше.

Задачи получения покрытий решаются также с помощью ударно-волновых методов обработки [16]. Образование связи между порошковыми частицами и частиц с основой в этом случае происходит за счет волновых процессов, протекающих в среде и создающих весьма неоднородное по времени и пространству воздействие на материал. Ударно-волновой ввод энергии в порошки твердых сплавов сопровождается дополнительным разрушением хрупких частиц, их структурной переукладкой и механическим расклиниванием при значительном повышении твердости, уровня микродеформаций, плотности дислокаций и других дефектов кристаллического строения. Повышенный уровень микро- и макронапряжений часто является причиной трещинообразования покрытий. Кроме того, за волнами нагрузки, как правило, следуют волны разгрузки, которые могут вызвать снижение прочностных свойств и даже разрушение полученных изделий.

В последнее время получают заметное развитие методы спекания и нанесения покрытий из порошковых материалов, основанные на применении электрического тока. Данные технологии характеризуются объемным воздействием, высокой производительностью, не требуют защитной атмосферы, имеют широкий диапазон регулирования температурно-силовых параметров, отличаются простотой технологической оснастки, позволяют наносить покрытия толщиной порядка 10 мм [17] и т.д. В связи с этим перспективно использовать возможности электроимпульсных технологий нанесения покрытий из порошковых материалов для изготовления твердосплавного инструмента. На основании проведенного нами анализа физических основ существующих электроимпульсных методов нанесения покрытий из порошков и их взаимосвязи со структурой и свойствами полученных покрытий показано, что наиболее перспективными являются способы, основанные на прямом пропускании высоковольтного импульса электрического тока от батареи конденсаторов через порошок твердого сплава в сочетании с механическим нагружением [17–20]. Вместе с тем следует отметить, что электроимпульсное и механическое воздействие на порошковые материалы при определенных условиях может приводить к интенсивному массопереносу, образованию крайне неоднородной структуры в объеме изделия и даже к его разрушению в результате электрического взрыва. Поэтому использование высоковольтных импульсов электрического тока и механического нагружения для нанесения покрытий из порошков твердого сплава на стальной инструмент требует создания экспериментального технологического оборудования, а также проведения исследований физических процессов, протекающих в данных материалах при таком воздействии, и выявления их влияния на структуру и конечный уровень свойств получаемого инструмента. Это позволит создать научные основы электроимпульсной технологии нанесения твердосплавных покрытий из порошков на стальной инструмент.

Настоящая работа посвящена разработке научных основ электроимпульсной технологии нанесения твердосплавных покрытий из порошков на стальной инструмент.

### Математическое моделирование

Физические процессы, протекающие при электроимпульсном воздействии, достаточно сложны, что затрудняет интерпретацию и постановку натуральных экспериментов. Это

связано с существенной нестационарностью и малой длительностью исследуемого процесса, наличием мощных электромагнитных полей и др. В подобных случаях эффективным методом исследования является математическое моделирование и вычислительный эксперимент. В связи с этим разработана математическая модель технологического процесса электроимпульсного нанесения твердосплавных покрытий [21].

Исходная система уравнений определяется законами сохранения массы, импульса, энергии совместно с уравнениями электродинамики для компактных и порошковых проводящих сред. Данная система уравнений дополняется соответствующими уравнениями состояния. Для компактного материала предполагается выполнение закона Гука. Уравнение состояния порошкового материала определяется из экспериментальных данных. Решение полной системы уравнений с соответствующими начальными и граничными условиями выявляет закономерности физических процессов, протекающих при электроимпульсном нанесении покрытий.

Общая схема исследуемого процесса выглядит следующим образом. Высоковольтный импульс электрического тока, проходящий через порошок твердого сплава, стальную подложку и электрод-пуансон (молибден), интенсивно разогревает только порошок твердого сплава без существенного разогрева электрода-пуансона и подложки. Это происходит потому, что удельное электрическое сопротивление порошка намного больше, чем у компактных материалов электрода-пуансона и подложки. При интенсивном разогреве порошка резко снижается его сопротивление пластическому деформированию, и под действием механического давления порошковый материал уплотняется с характерной скоростью деформации, допускаемой применяемой системой нагружения. Одновременно с этим происходят теплоотвод в электрод-пуансон, пресс-форму и подложку от порошкового материала и их нагрев путем теплопроводности. Эти процессы имеют свои характерные временные масштабы. Анализ численных оценок временных параметров показывает, что при электроимпульсной технологии нанесения покрытий, как правило, выполняется следующее соотношение между характерными временными масштабами:

$$t_0 < t_1 \ll t_2,$$

где  $t_0$  — длительность импульса тока;  $t_1$  — время уплотнения порошкового материала покрытия;  $t_2$  — время охлаждения за счет теплопроводности.

Данное соотношение позволяет решать последовательно полную систему уравнений. Сначала рассматривается задача о распределении плотности тока в порошковом материале. По известной плотности тока можно определить температуру разогрева порошкового материала. Зная зависимость от температуры вязкопластических свойств порошковой среды, можно рассмотреть процесс уплотнения порошкового материала. Одновременно исследуются охлаждение порошкового слоя и нагрев подложки и электрода-пуансона за счет процесса теплопроводности. После окончания процесса уплотнения продолжается охлаждение подложки с нанесенным покрытием и формируются остаточные напряжения в покрытии и подложке за счет различия в коэффициентах термического расширения. Возникают также и фазовые микронапряжения. Условия возникновения и величина остаточных напряжений рассчитываются в рамках предложенной математической модели.



Проведенный нами анализ остаточных термических напряжений показывает, что чем выше скорость механического нагружения, тем на меньшую глубину будет прогрета подложка. В этом случае остаточные термические напряжения будут локализованы в зоне термического влияния около поверхности взаимодействия. Основной объем как твердого сплава, так и материала подложки будет свободен от этих напряжений. В результате выполненной работы получен критерий, позволяющий выявить область параметров нанесения, при которых основной объем твердосплавного покрытия свободен от остаточных термических макронапряжений,

$$H \gg \sqrt{\chi t_{\phi}},$$

где  $H$  — толщина покрытия;  $\chi$  — температуропроводность стальной подложки;  $t_{\phi}$  — время формирования покрытия.

При этом необходимо учесть, что при достаточно высоких скоростях нагружения порошка твердого сплава возможно формирование волны уплотнения с крутым фронтом. Большой градиент скорости течения на фронте приведет к более интенсивному вытеснению связки по отношению к карбидным зернам. При этом формируется неоднородная структура твердосплавного покрытия с зонами, обедненными связкой. Кроме того, отметим, что покрытие формируется под механическим давлением, что приведет к появлению в нем напряжений сжатия, которые благоприятны для твердого сплава. В покрытии возможно формирование и фазовых микронапряжений, связанных с различием в коэффициентах термического расширения между карбидом вольфрама и кобальтом. Частицы карбида вольфрама могут быть как окружены материалом матрицы, так и контактировать между собой. Анализ показал, что контактные термонапряжения при неоднородной структуре на порядок превышают таковые при идеальном перемешивании компонент. Следовательно, при подготовке порошковой смеси надо стремиться к максимально однородному перемешиванию компонент.

На основе результатов математического моделирования проведен расчет оптимальных параметров процесса электроимпульсного нанесения твердосплавных покрытий на прессовый и режущий инструмент. Оптимальные параметры следующие: скорость механического нагружения 1...10 м/с, длительность импульса электрического тока  $< 10^{-3}$  с, плотность тока  $j > 50$  кА/см<sup>2</sup>.

### Разработка электроимпульсной установки для нанесения покрытий

Для реализации электроимпульсного способа нанесения и исследования процесса формирования покрытий из порошков была разработана электроимпульсная установка. Основными частями установки являются: генератор импульсов тока и устройство для подведения механической и электрической энергии к зоне формирования покрытия (рис. 1).

Принципиальная схема генератора импульсов тока (ГИТ) приведена на рис. 1. Он состоит из зарядного устройства 1, батареи конденсаторов 2, электронного коммутатора 3. Зарядное устройство 1 предназначено для заряда батареи конденсаторов 2 и состоит из повышающего (до 7 кВ) трансформатора мощностью 2 кВт и выпрямительной схемы. Последовательно с выпрямительной схемой включено токоограничивающее сопротивление. Конденсаторная батарея 2 является

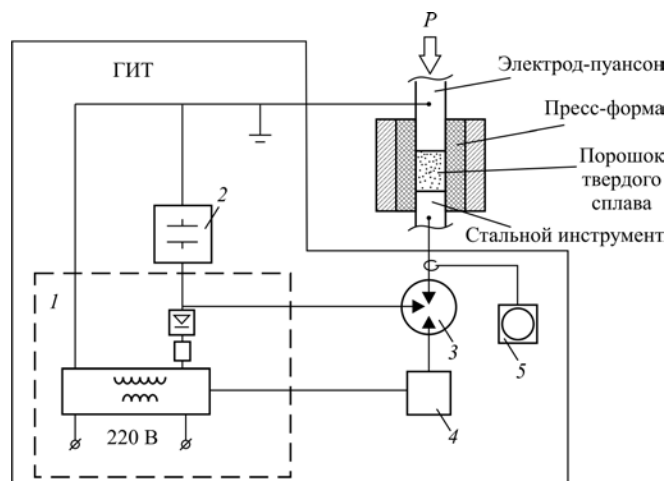


Рис. 1. Принципиальная схема электроимпульсной установки для нанесения твердосплавных покрытий из порошков

накопителем энергии. Энергия конденсаторной батареи при 5 кВ составляет 50 кДж.

Так как в ГИТ используется высокое напряжение, он в соответствии с правилами техники безопасности имеет металлическое заземленное ограждение и снабжен системами механической (траншальтер) и электрической (фидер) блокировки, исключающими поражение персонала электрическим током. В качестве вспомогательного защитного средства в ГИТ используется заземляющая штанга.

ГИТ управляется блоком управления 4, который включает в себя измерительную и регистрационную аппаратуру и служит для управления механической и электрической блокировками, зарядкой и разрядкой конденсаторной батареи, а также для регистрации параметров импульсов тока. Система регистрации импульсов тока 5 включает в себя катушку Роговского. Катушка Роговского является лучшим решением при создании измерительных систем в электрических сетях, поскольку обеспечивает простоту применения для большинства базовых измерительных схем и отвечает всем требованиям как по диапазону измерения, так и по точности. Катушка Роговского — это тороидальная катушка, расположенная вокруг первичного провода точно так, как вторичная обмотка в обычном трансформаторе тока, но только без ферромагнитного сердечника.

Напряжение сигнала на выходе датчика пропорционально производной силы тока:

$$U = M \frac{dI}{dt},$$

где  $M$  — взаимная индуктивность между проводником тока и катушкой.

Устройство для подведения электрической и механической энергии включает в себя пневматический пресс, создающий усилие на уплотняемый порошок, и рабочее место, в котором осуществляется процесс электроимпульсного нанесения покрытия.

### Структура и свойства твердосплавных покрытий

С использованием разработанной электроимпульсной установки было проведено исследование влияния пара-

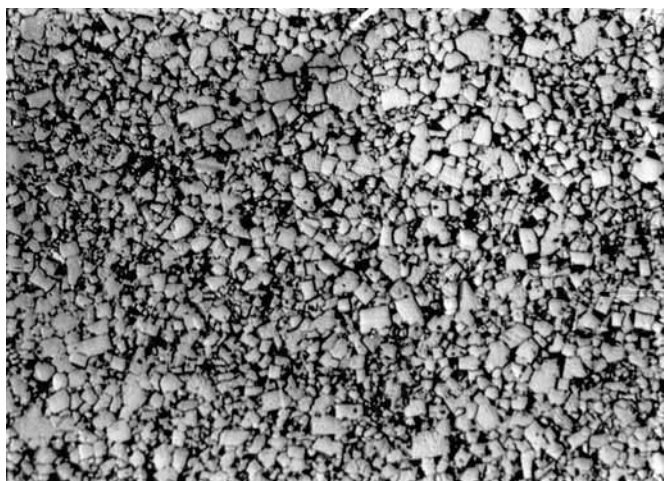


Рис. 2. Микроструктура твердосплавного покрытия ВК-10, полученного по электроимпульсной технологии (× 1250, после травления)

метров нанесения (давление  $P$ , сила тока  $I$ ) на структуру и свойства получаемых твердосплавных покрытий. Исследование проводилось с применением промышленного порошка твердого сплава ВК-10 без пластификатора. Это связано с тем, что твердые сплавы вольфрамокобальтовой группы получили наиболее широкое распространение в промышленности и имеют наиболее высокие свойства. В качестве материала упрочняемого инструмента использовались ст 45 и закаленная сталь ХВГ. В ходе работы определены параметры нанесения, позволяющие получать высококачественные твердосплавные покрытия. При металлографическом исследовании их структуры установлено, что структура твердосплавного покрытия состоит из двух фаз: кристаллов карбида вольфрама и участков связующей кобальтовой фазы (рис. 2). Присутствия избыточных фаз графита и  $\eta_1$  не обнаружено, что говорит о сохранении углеродного баланса в процессе формирования покрытия. При этом у покрытия более мелкое зерно WC-фазы по сравнению со сплавом, спеченным по стандартной технологии, и Co-фаза обогащена W и C до предельного значения (для сравнения на рис. 3 приведена микроструктура твердого сплава ВК-10, полученного по стандартной технологии, в табл. 1 — результаты исследования микроструктуры). Отметим также, что большая часть зерен WC имеет округлый характер, что говорит об отсутствии процессов перекристаллизации в процессе электроимпульсного нанесения покрытия. При рентгеновском исследовании

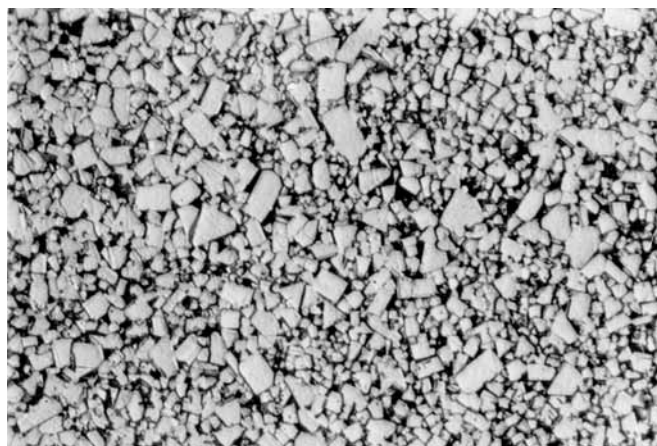


Рис. 3. Микроструктура твердого сплава ВК-10, полученного по стандартной технологии (× 1250, после травления)

полученных твердосплавных покрытий обнаружена относительно слабая кристаллографическая текстура. Наблюдаемая текстура формируется при определяющем влиянии пластической деформации, но при этом не исключено, что некоторый вклад в нее дает сопутствующая перекристаллизация.

Исследование структуры и состава зоны контакта твердосплавного покрытия ВК-10 со сталями 45 и ХВГ проводили методами металлографии и микрорентгеноспектрального анализа. При рассмотрении микроструктуры зоны соединения было выявлено наличие трещин. Появление трещин связано с высоким уровнем остаточных термических напряжений в зоне соединения твердосплавного покрытия со стальной подложкой, которые согласно расчетам, проведенным с использованием математической модели, достигают в этой зоне максимального значения. Для снижения уровня остаточных термических напряжений в переходной зоне между твердосплавным покрытием и стальной подложкой в последующих экспериментах вводилась пластичная прослойка из железного порошка ПЖ2-М3, что позволило в дальнейшем получить бездефектное соединение твердосплавного покрытия со стальной подложкой. Вблизи граничной области после травления твердосплавного покрытия раствором Мураками было установлено наличие включений фазы  $\eta_1$ , что, по видимому, связано с обезуглероживанием твердого сплава из-за градиента концентрации углерода в зоне соединения. Наличие фазы  $\eta_1$  может привести к охрупчиванию зоны соединения. Однако следует отметить, что фаза  $\eta_1$  обнаружена

Таблица 1

Результаты исследования микроструктуры твердосплавного покрытия ВК-10, полученного по электроимпульсной технологии, и твердого сплава ВК-10, полученного по стандартной технологии

Технология получения	Степень пористости	Наличие крупных пор, размером > 50 мкм	Распределение кобальтовой фазы	Наличие включений графита, % об.	Наличие фазы $\eta_1$	Распределение WC по фракциям, % об.					
						1 мкм	2 мкм	3 мкм	4...5 мкм	6...7 мкм	8...10 мкм
Электроимпульсная	0,08 А	Нет	Равномерное, до 1,5...2 мкм	Нет	Нет	37	35	22	6	—	—
Стандартная	0,02 А	Нет	Равномерное, до 1...1,5 мкм	0,3	Нет	23	32	20	16	6	3

также и при диффузионной сварке в вакууме. Вместе с тем, как известно, прочностные характеристики таких соединений достаточно высокие. Прочность соединения твердый сплав (ВК) — сталь, выполненного на оптимальных режимах диффузионной сварки, составляет на срез 392...450 МПа, на кручение 274...294 МПа, на растяжение 588...882 МПа [22]. Для сравнения отметим, что наибольшая прочность на срез паяного соединения составляет 280 МПа [23].

На полученных образцах с использованием электронного сканирующего микроскопа JSM-35CF (JEOL, Япония) было изучено распределение элементов в переходной зоне между покрытием, промежуточной прослойкой и подложкой. На выявленных при 1000-кратном увеличении относительно плоских участках переходных зон образцов было проведено исследование распределения элементов в твердом сплаве в зависимости от глубины анализируемого слоя. Исследование показало, что в слое покрытия толщиной не менее 50 мкм, прилегающего к контактной поверхности, у исследованных образцов кобальт практически отсутствует. Проникновения вольфрама и кобальта в стальную подложку также не было обнаружено.

Электроимпульсное формирование твердосплавных покрытий представляет собой процесс, протекающий в сравнительно малом объеме. Наличие концентрированного источника тепла, высокая скорость нагрева и интенсивный теплоотвод в подложку приводят к структурным изменениям в ней. При металлографическом исследовании микроструктуры и определении микротвердости было установлено, что зона термического влияния у подложки из стали ХВГ ~ 0,5 мм, а для стали 45 ~ 0,2 мм. Для сравнения следует отметить, что при электроконтактном припекании величина зоны термического влияния составляет 1,5...1,8 мм, при газопламенной наплавке — 24...30 мм, при плазменной наплавке — 4...8 мм, при электродуговой наплавке — 5...20 мм. Измерение микротвердости показало, что при нанесении покрытий электроимпульсным методом происходит упрочнение поверхностного слоя подложки. При этом наблюдается практически скачкообразное изменение микротвердости при переходе к основному металлу. Структура зоны термического влияния — мартенсит, при этом ее микротвердость составляет 9800 МПа для стали ХВГ (микротвердость основного металла 3900 МПа), 5400 МПа для стали 45 (микротвердость основного металла 2000 МПа). Наблюдаемый эффект повышения поверхностной твердости может быть использован при разработке новых технологических процессов упрочнения.

Сопоставив результаты микроанализа и металлографии, можно сказать, что переходная зона между твердосплавным покрытием и стальной подложкой состоит из карбида вольфрама, железа и фазы  $\eta_1$ . Данное строение переходного слоя несмотря на наличие фазы  $\eta_1$  обеспечивает соединение твердосплавного покрытия со стальной подложкой, по прочностным характеристикам не уступающее соединяемым материалам: при определении прочности соединения твердосплавного покрытия, нанесенного на сталь с использованием электроимпульсной технологии, разрушение происходило по твердому сплаву, не достигая зоны соединения. Отметим, что появление фазы  $\eta_1$  в зоне соединения твердосплавных покрытий, получаемых с применением электроимпульсной технологии, можно исключить, используя в качестве промежуточной прослойки порошковые материалы, не имеющие в своем составе углерода, например никель, медь и др., что, несомненно, будет использовано при дальнейшем развитии работы.

У материала твердосплавного покрытия, полученного по электроимпульсной технологии на оптимальном режиме из порошка ВК-10, были определены физико-механические и режущие свойства (табл. 2).

Таблица 2

**Физико-механические свойства твердосплавного покрытия из ВК-10 (сравнительная характеристика)**

Технология получения	Плотность $\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$K_{IC}$ , МПа · м <sup>1/2</sup>	HV, Н/мм <sup>2</sup>	$H_c$ , кА/м
Электроимпульсная	14,6	12,2	13 200	12,6
Стандартная	14,7	13,1	12 000	7,7

Исследования физико-механических свойств показали, что значения свойств материала покрытия, полученного по электроимпульсной технологии, соответствуют уровню для сплава, полученного по стандартной технологии (прессование с последующим спеканием). При этом наблюдается повышение твердости у материала покрытия, полученного по электроимпульсной технологии. Повышение твердости связано с более мелким зерном карбидной фазы, о чем свидетельствуют более высокие значения коэрцитивной силы  $H_c$  и данные металлографического анализа.

Результаты определения режущих свойств в лабораторных условиях приведены в табл. 3. Испытания на износостойкость проводили по серому чугуна с использованием следующего режима резания:  $V = 110$  м/мин, подача  $S = 0,2$  мм/об, глубина резания  $t = 1$  мм. В качестве контрольного был выбран спеченный по стандартной технологии твердый сплав ВК-8.

Таблица 3

**Результаты испытаний при резании**

Номер образца	Марка сплава	Период стойкости, мин	Износ, мм	Коэффициент стойкости $K_{ст}$
1	ВК-8 (контрольный)	11,0	0,8	1,0
	ВК-10 (электроимпульсная технология)	10,0	1,1	0,9
2	ВК-8 (контрольный)	10,5	0,5	1,0
	ВК-10 (электроимпульсная технология)	14,0	0,23	2,5

Испытания показали, что режущие свойства ( $K_{ст}$ ) у сплава ВК-10, полученного по электроимпульсной технологии, для первого образца практически не ниже, чем у контрольного сплава ВК-8, а для второго образца в 2,5 раза выше. Следует отметить, ВК-10, изготовленный по стандартной технологии из той же порошковой смеси, что и электроимпульсный, за 5 мин имел износ 1,2 мм, что значительно ниже стойкости опытного сплава. Повышение режущих свойств у сплавов, полученных по электроимпульсной технологии, связано с более мелким зерном карбидной фазы и упрочнением кобальтовой связки вольфрамом и углеродом.

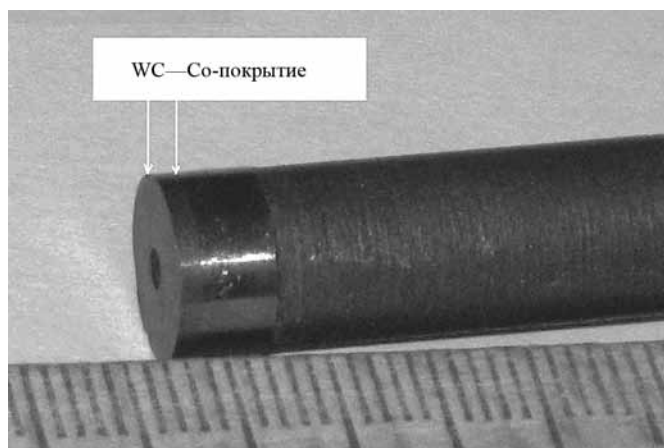


Рис. 4. Внешний вид пуансона с твердосплавным покрытием, полученным по электроимпульсной технологии

Производственные испытания опытного инструмента с покрытием, полученным по электроимпульсной технологии из порошка твердого сплава ВК-10, проводились в условиях массового и опытного производства на предприятиях атомной отрасли. Были изготовлены опытные партии прессового инструмента (пуансоны для прессования порошков с высокой абразивной способностью) и проходные резцы. На рис. 4 показан внешний вид пуансона с твердосплавным покрытием.

Испытания показали, что характерная стойкость опытного прессового инструмента с твердосплавным покрытием, полученным по электроимпульсной технологии из порошка ВК-10, практически в 2 раза превышает стойкость стального закаленного инструмента из стали ХВГ.

Производственные испытания опытных проходных резцов с твердосплавным покрытием, полученным по электроимпульсной технологии из порошка ВК-10, показали, что стойкость опытных резцов  $T = 156 \pm 10$  мин. При контрольных испытаниях стандартного паяного инструмента с пластиной из твердого сплава ВК-8 его стойкость  $T = 91 \pm 21$  мин. Из этих данных видно, что по максимальным значениям стойкости опытный инструмент значительно превосходит стандартный. В качестве критерия износа был выбран износ по задней поверхности. Критерием затупления было признано значение износа по задней поверхности 0,5 мм. Испытания проводили в производственных условиях на токарно-винторезном станке модели 16К20 нормальной точности путем продольного точения прутков из нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Выбор данного материала обусловлен тем, что нержавеющая сталь является наиболее типичным и распространенным конструкционным материалом, используемым на предприятиях атомной отрасли. Весь режущий инструмент испытывали при одинаковых режимах резания:  $V = 70$  м/мин, подача  $S = 0,2$  мм/об, глубина резания  $t = 1$  мм, что соответствует наиболее характерным получистовым режимам обработки материалов данного класса. Резание проводили с применением обычной смазывающе-охлаждающей жидкости (СОЖ), приготовленной на основе эмульсола ЭТ-2.

Следует отметить, что повышение режущих свойств достигнуто при использовании порошка твердого сплава с меньшим содержанием карбида вольфрама (в нашем случае ВК-10 вместо ВК-8). Однако при этом неоднородность режущих свойств у опытного инструмента выше, чем у стандартного. Повышение однородности режущих свойств ин-

струмента с твердосплавным покрытием, полученным по электроимпульсной технологии, должно стать предметом дальнейших исследований.

### Заключение

Проведенные исследования по выявлению закономерностей формирования структуры твердосплавных покрытий из порошков при их нанесении с использованием мощного импульса электрического тока в сочетании с механическим давлением позволили разработать прогрессивный электроимпульсный способ нанесения твердосплавных покрытий на инструмент.

Дальнейшее развитие электроимпульсной технологии (ЭИТ) нанесения твердосплавных покрытий из порошков зависит от решения ряда вопросов. Важнейшее значение приобретают дальнейшие исследования физических процессов, протекающих при ЭИТ нанесения твердосплавных покрытий, которые позволяют понять механизм действия электрического тока, порождаемого им магнитного поля, высоких температур и механического давления на формирование структуры и свойств, получаемых покрытий. На этой основе должна быть усовершенствована математическая модель рассматриваемого технологического процесса. Цель создания модели — оптимизация ЭИТ нанесения твердосплавных покрытий из порошков на основе численного моделирования при максимальном сокращении объема натуральных экспериментов.

Большая роль при переходе к массовому производству будет принадлежать технологическому оборудованию. Здесь необходимо решение вопросов его ресурса. В частности, первоочередной будет проблема стойкости прессового инструмента в условиях действия мощных электромагнитных полей, высоких температур в сочетании с механическим давлением.

Большие перспективы имеет использование в качестве материала покрытия нанопорошков твердого сплава. Предварительные эксперименты указывают на возможность сохранения исходных наноразмеров частиц порошка в получаемом твердосплавном покрытии при использовании ЭИТ [17], что связано с кратковременностью технологического процесса.

Широкое использование ЭИТ нанесения твердосплавных покрытий из порошков будет экономически оправданно благодаря низким энергозатратам и высокому КПД использования электроэнергии, простоте технологического оборудования (отсутствуют сложные вакуумные, оптические, электронно- и ионно-лучевые системы), возможности создания автоматизированного оборудования и получения прогрессивного инструмента с твердосплавным покрытием с повышенными физико-механическими свойствами, не достижимыми при традиционных технологиях. Технология реализуется полностью на отечественном оборудовании и материалах.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Иновационные материалы** для резания труднообрабатываемых материалов / А.В. Исаев, В.А. Гречишников, А.Р. Маслов и др. М.: ФГБОУ ВПО МГТУ "СТАНКИН", 2014. 247 с.
2. **Маслов А.Р.** Современные марки твердых сплавов для резания труднообрабатываемых материалов // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2014. № 4 (31).
3. **Ключко Н.А.** Основы технологии пайки и термообработки твердосплавного инструмента. М.: Металлургия, 1981. 200 с.
4. **Горский В.Л.** Обработка металлов давлением с применением

- твердых сплавов. М., ЦНИИцветмет экономики и информации, 1981. 40 с.
5. **Кудинов В.В.** Плазменные покрытия. М.: Наука, 1977. 184 с.
  6. **Хасуй А.** Техника напыления. М.: Машиностроение, 1975. 288 с.
  7. **Шоршоров М.Х., Харламов Ю.А.** Физико-химические основы детонационно-газового напыления покрытий. М.: Наука, 1978. 224 с.
  8. **Волосова М.А.** Исследование влияния комбинированной поверхности обработки на физико-механические характеристики оксидной и нитридной режущей керамики // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2013. № 2 (25).
  9. **Повышение** работоспособности лезвийных инструментов за счет направленной модификации свойств их рабочих поверхностей при нанесении наноструктурированных многослойно-композиционных покрытий / А.С. Верещака и др. // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2014. № 4 (31).
  10. **Табаков В.П., Сагитов Д.И.** Применение износостойких покрытий при резьбонарезании // Вестник МГТУ "СТАНКИН". № 1. 2012.
  11. **Енек М., Шварцбург Л.Э., Серебряков В.И.** Зависимость шероховатости обработанной поверхности от вида покрытия режущего инструмента // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2012. № 2.
  12. **Терешин М.В., Туманов А.А., Черкасова Н.Ю.** Развитие системы диагностирования процесса резания // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2012. № 4 (23).
  13. **Лазарева М.Н., Сотова Е.С., Верещака А.С.** Режущие свойства инструмента, оснащенного пластинами из смешанной керамики с многофункциональным покрытием // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2012. № 3.
  14. **Исследование** режущих свойств слоистой композиционной режущей керамики с многокомпонентными функциональными покрытиями / А.С. Верещака и др. // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2012. № 1.
  15. **Промышленное** применение лазеров / под ред. Г.Кебнера; пер. с англ. А.Л. Смиронова; под ред. И.В. Зуева. М.: Машиностроение, 1988. 280 с.
  16. **Каунов А.М.** Особенности формирования структуры порошковых покрытий, получаемых ударно-волновым методом // Порошковая металлургия. 1986. № 5. С. 55.
  17. **Новиков С.В., Перетягин П.Ю., Пристинский Ю.О.** Электроимпульсное упрочнение спеченных твердых сплавов и сверхтвердых материалов, прессование и напыление твердосплавных покрытий. Материалы VII Международной научно-практической конференции "Машиностроение — традиции и инновации" (МТИ — 2014). М.: ФГБОУ ВПО МГТУ "СТАНКИН". С. 64—67.
  18. **Electrical Discharge in Powder Metallurgy** / V.V. Gunichev, V.N. Bazanov, S.A. Balankin, et al. In: 1988 International Powder Metallurgy Conference and Exhibition June 5—10, Orlando, Florida U.S.A. Poster Session Abstracts. P. 206.
  19. **Новиков С.В.** Электроимпульсное упрочнение спеченных твердых сплавов, прессование и напыление твердосплавных покрытий / Доклады Международной конференции "Действие электромагнитных полей и тока на материалы". М., 2003. С. 70—73.
  20. **Физические** основы электроимпульсной технологии получения и структура твердосплавных покрытий / Л.П. Горбачев, Е.Г. Григорьев, С.В. Новиков, З.Н. Сапронова / Тез. докладов II Всесоюзной конференции "Действие электромагнитных полей на пластичность и прочность материалов", декабрь 1990. М.: Институт машиноведения им. А.А. Благонравова АН СССР, 1990. С. 97.
  21. **Горбачев Л.П., Григорьев Е.Г., Новиков С.В.** Математическое моделирование процесса электроимпульсного нанесения твердосплавных покрытий. М.: Препринт 035-89 / МИФИ, 1989. 24 с.
  22. **Казаков Н.Ф.** Диффузионная сварка в вакууме. М.: Машиностроение, 1968. С. 330.
  23. **Петрунии И.Е., Маркова И.Ю., Екатова А.С.** Металловедение пайки. М.: Металлургия, 1976. 264 с.



Т.В. Тарасова, А.П. Назаров (Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")  
E-mail: nazarovstankin@mail.ru

## Перспективы изготовления сложнопрофильных деталей из жаропрочных кобальтовых сплавов методом селективного лазерного плавления\*

*Метод селективного лазерного плавления (СЛП) имеет большие перспективы с точки зрения достижения сложной формы деталей с высокими точностью и качеством поверхности, однако СЛП имеет и ряд технологических ограничений с точки зрения достижения сложной формы деталей. В данной работе исследуются технологические возможности изготовления сложнопрофильных деталей из жаропрочного кобальтового сплава методом СЛП, показаны технологические ограничения метода и пути их преодоления.*

**Ключевые слова:** селективное лазерное плавление, сплавы на основе кобальта, технологические ограничения.

*The method of selective laser melting (SLM) has big prospects from the point of view of achievement of a difficult form of details with high precision and quality of a surface, however SLM has also a number of technological restrictions from the point of view of achievement of a difficult form of details. In this work technological capabilities of production of figurine details from a heat resisting cobalt alloy are investigated by method of selective laser melting, technological restrictions of a method and way of their overcoming are shown.*

**Keywords:** selective laser melting, cobalt-based alloys, technological limitations.

### Введение

В современном машиностроении существует потребность в изготовлении сложнопрофильных деталей из жаропрочных кобальтовых сплавов. Примерами таких деталей могут быть лопатки, сопла, завихрители, уплотнения, кольца, вставки и прочие элементы турбин и двигателей внутреннего сгорания. Одним из наиболее перспективных решений данной проблемы является применение метода селективного лазерного плавления (СЛП) [1—4], который имеет большие возможности с точки зрения достижения сложной формы детали с высокими точностью и качеством поверхности. Использование метода СЛП может сократить время изготовления и себестоимость сложнопрофильных деталей при единичном и мелкосерийном производстве за счет отсутствия стадии создания специального инструмента и сокращения числа технологических этапов [4]. Однако метод СЛП имеет также ряд технологических ограничений с точки зрения достижения сложной формы детали.

**Целью данной работы** является экспериментальное определение технологических ограничений метода СЛП, применяемого для изготовления сложнопрофильных деталей из жаропрочного кобальтового сплава.

### Методика проведения исследований

В качестве исходного материала для изготовления опытных образцов и деталей был выбран порошок на основе жаропрочного кобальтового сплава CoCrMo, полученный газовой атомизацией следующего химического состава: Co — 60..65 %, Cr — 26..30 %, Mo — 5..7 %, Si и Mn — менее 1 %, Fe — менее 0,75 %, C — менее 0,16 %, Ni — менее 0,10 %. Исходный порошковый материал имеет следующие гранулометрические характеристики: значения просеивочного диаметра распределены по закону нормального распределения и колеблются от 14 до 46 мкм (для

90 % частиц); среднее значение просеивочного диаметра составляет 31 мкм; показатель сферичности — 67,1 % (среднее значение); показатель неровности — 2,4 % (среднее значение).

Изготовление опытных образцов и деталей осуществлялось на отечественной установке ПТК-ПС по преимущественным режимам: защитная атмосфера — азот; мощность лазерного излучения — 200 Вт; диаметр пятна лазера — 150 мкм; толщина порошкового слоя — 50 мкм; скорость сканирования — 400 мм/с; расстояние между проходами лазера — 100 мкм; стратегия сканирования лазерным излучением — двузонная с изменением направления сканирования на 90° от слоя к слою [5].

Для исследования технологических возможностей изготовления сложнопрофильных деталей из жаропрочного кобальтового сплава методом СЛП были получены образцы конусообразной формы с поддерживающими структурами (рис. 1, а), образцы конусообразной формы с "отрицательным" углом (рис. 1, в), предпринята попытка изготовления отверстия минимального диаметра (рис. 2), а также изготовлена сложнопрофильная экспериментальная деталь "завихритель". Форма детали "завихритель" представляет из себя совокупность арочных и имеющих "отрицательный" угол элементов (рис. 3).

Вылет консоли изменялся от 1 до 10 мм с шагом 1 мм, диаметр минимального отверстия варьировался от 1 до 0,3 мм с шагом 0,1 мм, "отрицательный" угол изменялся от 90 до 40° с шагом 1°.

В качестве поддерживающих структур использовались тонкие стенки, образующие сетку с квадратными ячейками.

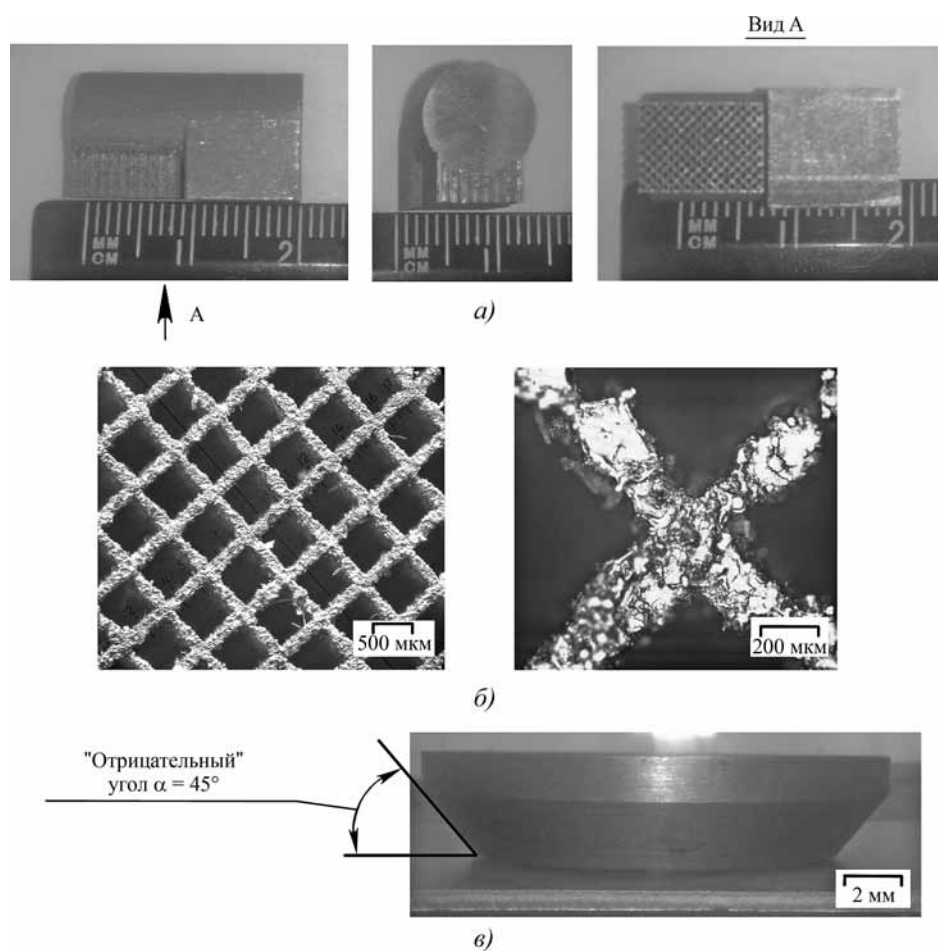
Визуальная оценка поверхности получаемых образцов и деталей осуществлялась при помощи оптического микроскопа Olympus BX51 (Япония).

Линейные размеры опытных образцов и деталей измеряли микрометром Schut (Голландия) с диапазоном измерений 0..200 мм и ценой деления 0,001 мм.

Измерение шероховатости поверхностей опытных образцов проводили на профилографе-профилометре HOMMEL-TESTER T800 (Германия).

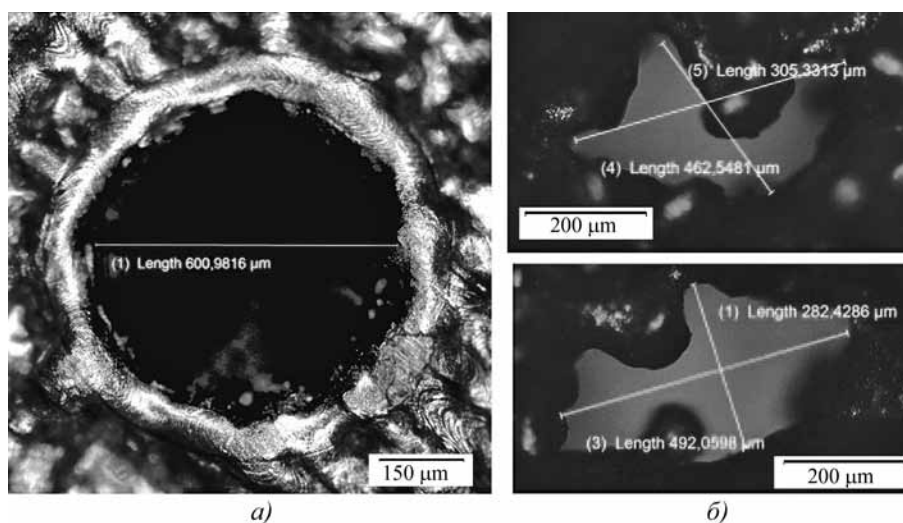
Измерение твердости опытных образцов проводили по стандартной методике на автоматическом твердомере ERCOTEST DIGI 25RS.

\* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках государственного задания в сфере научной деятельности МГТУ "СТАНКИН".



**Рис. 1. Изготовленные образцы и поддерживающие структуры:**

*a* — образец консольной формы с поддерживающими структурами (размер вылета более 5 мм); *б* — поддерживающие структуры с ячейками в виде квадрата размером  $\approx 0,6 \times 0,6$  мм и толщиной стенки  $\approx 0,16$  мм; *в* — образец конусной формы с "отрицательным" углом  $\alpha = 45^\circ$



**Рис. 2. Изготовление отверстия минимального диаметра:**

*a* — диаметр отверстия 0,6 мм; *б...в* — диаметр отверстия менее 0,6 мм

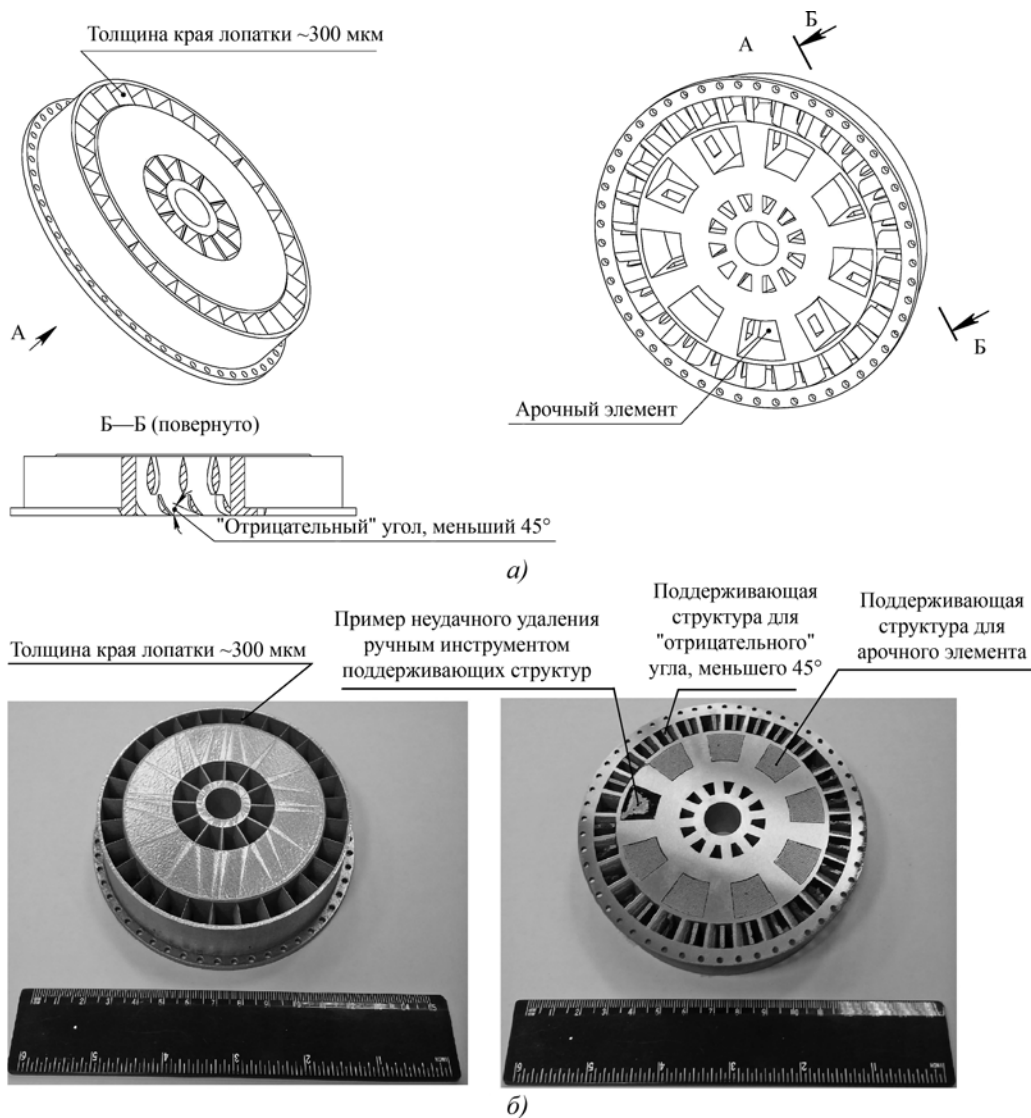


Рис. 3. Сложнопрофильная деталь "завихритель":  
 а — трехмерная модель; б — изготовленная деталь

Изучение механических свойств: предела прочности на растяжение, предела текучести, относительного удлинения — проводилось согласно ГОСТ 1497—84 на испытательной машине MTS Insight 100 (фирмы MTS Systems Corporation, США). Ударная вязкость измерялась согласно ГОСТ 4647—80 на испытательной машине Walter and Bai PH 50 (Швейцария).

### Результаты исследований и их обсуждение

Проведенные эксперименты показали, что при вылете в консольном элементе более 5 мм, а также при значении "отрицательного" угла  $\alpha$  менее  $45^\circ$  (см. рис. 1, б), как правило, происходит деформация или перемещение переплавленно-го слоя порошка, что приводит к разрушению детали в процессе изготовления. Одним из наиболее надежных способов предотвращения разрушения детали, форма которой имеет консольные элементы длиной более 5 мм и/или "отрицательные" углы менее  $45^\circ$ , является применение поддерживающих структур. Исходя из оптических характеристик установки ПТК-ПС (диаметр пятна лазерного луча равен 150 мкм) ми-

нимальная толщина стенки поддерживающей структуры при эксперименте составила 160 мкм (см. рис. 1, б). Такая толщина стенки позволяет производить удаление поддерживающих структур при помощи ручного инструмента (если поддерживающие структуры не имеют значительной площади контакта с деталью). Однако данные стенки имеют множество дефектов в виде пор, пустот и/или локальной потери геометрической точности (см. рис. 1, б). Все перечисленные дефекты, характерные для стенок толщиной 160 мкм, перестают наблюдаться при увеличении толщины стенки до  $\approx 300$  мкм, поэтому при изготовлении тонкостенных элементов детали, где лимитирован припуск на постобработку, минимальная толщина стенки должна составлять не менее 0,3 мм.

Минимальное значение диаметра отверстия, которое удалось получить без значительной потери геометрической точности, составило 0,6 мм (см. рис. 2). При попытке изготовить отверстие меньшего диаметра происходило "схлопывание" отверстия, приводящее к потере геометрической точности. Таким образом, можно рекомендовать минимальный размер квадратной ячейки для поддерживающих структур, равный 0,6 мм (см. рис. 1, б).



Максимальный размер рабочей зоны установки ПТК-ПС составляет  $300 \times 300 \times 300$  мм (длина  $\times$  ширина  $\times$  высота). Максимальный размер детали не может превышать указанных габаритов.

С применением поддерживающих структур была изготовлена сложнопрофильная деталь "завихритель". Форма детали "завихритель" представляет из себя совокупность консольных, арочных и имеющих "отрицательный" угол элементов (см. рис. 3, а).

Следует отметить, что при изготовлении деталей с применением поддерживающих структур необходимо предвидеть, как в дальнейшем будет происходить процесс удаления поддерживающих структур на операциях постобработки детали. При изготовлении детали "завихритель" поддерживающие структуры достаточно сильно сцеплены с деталью, их удаление при помощи ручного инструмента проблематично, поэтому удаление поддерживающих структур проводили на фрезерном станке.

Были определены ряд физико-механических свойств, точность линейных размеров, качество поверхности опытных образцов, изготовленных методом СЛП из жаропрочного кобальтового сплава (порошок CoCrMo, без последующей термообработки) [5, 6]:

Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа .....	1050 $\pm$ 150
Предел прочности $\sigma_b$ , МПа.....	1300 $\pm$ 150
Относительное удлинение $\delta$ , % .....	Не менее 6
Ударная вязкость KCU, Дж/см <sup>2</sup> .....	21 $\pm$ 1
Твердость HRC.....	42 $\pm$ 4
Точность линейных размеров, мкм.....	$\pm$ 60 (для размеров до 15 мм)
Шероховатость поверхности Ra, мкм .....	8 $\pm$ 2

Видно, что детали, изготовленные методом СЛП из жаропрочного кобальтового сплава, имеют высокие физико-механические характеристики, это характерно для объектов, полученных с помощью лазерного оплавления поверхности [8—11]. Высокие физико-механические характеристики деталей, полученных СЛП, позволяют эксплуатировать их при высоких механических нагрузках.

Дальнейшее расширение технологических возможностей метода селективного лазерного плавления с точки зрения достижения сложных форм детали, повышения точности размеров и качества поверхности напрямую зависит от совершенствования оптической системы установок, механической части установок, отвечающей за нанесение слоев порошка, а также от гранулометрических характеристик порошка и стратегии сканирования лазерным излучением [12, 13].

### Выводы

1. При вылете в консольном элементе более 5 мм, а также при значении "отрицательного" угла менее 45° необходимо применение поддерживающих структур (наиболее надежной является поддерживающая структура сетчатой формы, образованная ячейками в виде квадрата размером  $\approx 0,6 \times 0,6$  мм с толщиной стенок  $\approx 0,16$  мм);

2. При изготовлении деталей методом СЛП на установке ПТК-ПС с использованием жаропрочного кобальтового сплава с указанным гранулометрическим составом рекомендуемая минимальная толщина тонкостенной детали или элемента детали составляет  $\approx 0,3$  мм; минимальный диаметр изготовленного отверстия составляет  $\approx 0,6$  мм; максимальные

габариты изготавливаемой детали на установке ПТК-ПС —  $300 \times 300 \times 300$  мм (длина  $\times$  ширина  $\times$  высота).

3. Дальнейшее расширение технологических возможностей метода СЛП с точки зрения достижения сложных форм детали, повышения точности размеров и качества поверхности напрямую зависит от совершенствования оптической системы установок, механической части установок, отвечающей за нанесение слоев порошка, а также от гранулометрических характеристик порошка и стратегии сканирования лазерным излучением.

4. Опытные образцы, изготовленные по преимущественным режимам СЛП, обладают высокими физико-механическими характеристиками, что позволяет рекомендовать данный метод для изготовления сложнопрофильных деталей, работающих при высоких механических нагрузках.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Шишковский И.В.** Лазерный синтез функционально-градиентных мезоструктур и объемных изделий. М.: Физматлит, 2009. 424 с.
2. **Григорьев С.Н.** Решение задач технологического перевооружения машиностроения // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2008. № 3. С. 5—9.
3. **Назаров А.П.** Особенности конструкции машин для селективного лазерного спекания // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2013. № 1. С. 76—79.
4. **Назаров А.П.** Перспективы быстрого прототипирования методом селективного лазерного спекания/плавления // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2011. № 4. С. 46—51.
5. **Тарасова Т.В., Назаров А.П.** Исследование процессов модификации поверхностного слоя и изготовления трехмерных машиностроительных деталей посредством селективного лазерного плавления // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2013. № 2 (25). С. 17—21.
6. **Tarasova T., Nazarov A., Shalapko Yu.** Abrasive and fretting wear resistance of refractory cobalt alloy specimens manufactured by the method of selective laser melting // Journal of Friction and Wear. 2014. Vol. 35. № 5. P. 365—373.
7. **Григорьев С.Н., Тарасова Т.В., Назаров А.П.** Влияние термообработки на структурно-фазовый состав и свойства жаропрочных кобальтовых сплавов, полученных методом селективного лазерного плавления // Перспективные материалы. 2014. № 7. С. 73—79.
8. **Аддитивное производство с помощью лазера.** Проведение экспериментальных работ / И.Ю. Смуров, И.А. Ядройцев, И.А. Мовчан и др. // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2012. № 1. С. 36—38.
9. **Экспериментальное аддитивное прямое производство с помощью лазера / И.Ю. Смуров, И.А. Мовчан, И.А. Ядройцев и др.** // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2012. № 2. С. 48—50.
10. **Тарасова Т.В., Гвоздева Г.О., Тихонова Е.П.** Перспективы использования лазерного излучения для поверхностной обработки цветных сплавов // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2012. № 2. С. 140—143.
11. **Comprehensive Optical Monitoring of Selective Laser Melting / M. Doubenskaia, M. Pavlov, S. Grigoriev, et al.** // Journal of Laser Micro Nanoengineering. 2012. Т. 7, № 3. С. 236—243.
12. **Use of Track/Layer Morphology To Develop Functional Parts By Selective Laser Melting / I. Yadroitsev, Ph. Bertrand, G. Antonenkova et al.** // Journal of Laser Applications, Vol. 25, № 5, November 2013. DOI: 10.2351/1.4811838.
13. **Волосова М.А., Окунькова А.А.** Пути оптимизации процесса селективного лазерного плавления при помощи выбора стратегии обработки лазерным лучом // Изв. Самарского научного центра РАН. Т. 14. № 4 (2). 2012. С. 587—591.

## Использование реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза при модифицировании поверхности инструментальных материалов\*

*Показана возможность получения на поверхности быстрорежущей стали и твердого сплава модифицированных тугоплавкими соединениями приповерхностных слоев, образующихся благодаря инициированию реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, при микролегировании с использованием импульсной электронно-пучковой технологии.*

**Ключевые слова:** инструментальные материалы, модифицирование поверхности, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, низкоэнергетический сильнотоочный электронный пучок.

*Possibility of creation on a surface of high speed steel and a carbide material of the near-surface layers modified with refractory combinations which are formed by means of initiation of reaction of the self-extending high-temperature synthesis, at a microalloying with use of pulse electronic-beam is shown.*

**Keywords:** tool materials, surface modifying, self-extending high-temperature synthesis, low-energy high current electron beam.

### Введение

В настоящее время известно достаточно много способов улучшения режущих свойств металлорежущего инструмента за счет его поверхностного легирования. Здесь наибольшее распространение получили методы химико-термической обработки (ХТО), к которым относятся технологии, связанные с насыщением поверхностного слоя легкими элементами. Обычно такие процессы принято проводить как финишную операцию в технологической цепочке изготовления инструмента, за исключением некоторых случаев, когда на поверхность, упрочненную ХТО, наносится износостойкое покрытие [1, 2].

Так, практически для всех теплостойких инструментальных сталей наиболее универсальным стало азотирование, имеющее весьма большое число разновидностей [3, 4]. При этом практически все они имеют одну общую черту — процесс должен происходить при температуре, не превышающей температуру отпуска стали (для быстрорежущей — около 500 °С с учетом возможной ошибки при измерении температуры садки). Интерес представляет процесс глубокого азотирования, при котором можно получать азотированные слои глубиной порядка 1 мм благодаря диффузии азота за счет термообработки, следующей за ХТО [5]. Что касается инструментов из твердых сплавов, то в этом случае ХТО оказалась не столь распространена, хотя, например, известны способы боротитанирования [6] и азотирования [7]. Однако для протекания необходимых химических реакций процессы приходится проводить при температуре до 1100 °С, что неизбежно накладывает некоторые существенные ограничения в связи с возможным снижением вязкости твердого сплава.

Альтернативой традиционным способам ХТО может служить создание легированного поверхностного слоя с повышенной износостойкостью на стальных и твердосплавных инструментах при помощи реакции самораспространяюще-

гося высокотемпературного синтеза (СВС), основанного на использовании внутренней энергии химического взаимодействия исходных реагентов. Практика резания показывает, что инструмент с подобной обработкой в совокупности с нанесенным сверху ионно-плазменным износостойким покрытием удовлетворяет самым высоким требованиям к его качеству, надежности и производительности [8, 9]. Благодаря приповерхностному модифицированному слою изменяется механизм изнашивания инструмента, существенно снижается сила резания, что, в свою очередь, благоприятно сказывается на его ресурсе.

Обычно реагенты в СВС-процессах используются в виде тонкодисперсных порошков, жидкостей и газов. Известны подобные процессы в системах порошок — жидкость, газ-взвесь, в многослойных пленках. В этой статье рассматривается система — массивный объект с нанесенной на него тонкой пленкой.

Работа посвящена особенностям получения микролегированных приповерхностных слоев на инструментальных материалах при помощи СВС.

### Экспериментальные результаты и их обсуждение

При создании СВС-системы можно использовать достаточно большой спектр химически активных при высокой температуре веществ в качестве реагентов [10]. Одновременно могут быть использованы и другие вещества в качестве наполнителей или разбавителей, в том числе принимающие участие в синтезе, как побочные продукты реакции. Главное, чтобы были обеспечены условия для эффективного взаимодействия реагентов, в частности экзотермичность.

Для процессов СВС важна не столько химическая природа реагентов, сколько величина теплового эффекта реакции, условия теплопередачи и кинетика фазовых и структурных превращений. Примером могут служить реакции синтеза из элементов с образованием нитридных и карбидных фаз и реакции взаимодействия разлагающихся соединений с элементами. В настоящей статье описываются процессы микролегирования поверхности инструментальных материалов с ис-

\* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках государственного задания в сфере научной деятельности МГТУ "СТАНКИН".

пользованием реакции образования карбида гафния (теплота образования 252 кДж/моль, температура плавления 3890 К, температура горения 3900 К [11]) в составе сложного карбида на поверхности карбидной фазы твердого сплава, являющейся донором атомов углерода, в том числе свободного, и реакции образования нитрида циркония (теплота образования 365 кДж/моль, температура плавления 3200 К, температура горения 5400 К), где в качестве доноров атомов азота выступили неустойчивые нитриды железа азотированной быстрорежущей стали.

Для проведения экспериментов в качестве материала основы были использованы пластины твердых сплавов группы ВК и предварительно азотированные в двухступенчатом вакуумно-дуговом разряде [12] на глубину около 50 мкм пластины из быстрорежущей стали Р6М5. На образцы при помощи магнетрона наносилась тонкая, толщиной 150...250 нм, пленка Zr в случае быстрорежущей стали в целях получения в приповерхностном слое кристаллов ZrN и сплава NbHfTi в случае обработки твердого сплава в целях образования слоя из износостойких нестехиометрических карбидов.

Основной способ инициирования реакции СВС — подвод теплового импульса с формированием волны горения по межфазной границе [13]. Но процесс проходит более эффективно в случае нагрева всей поверхности объекта в режиме теплового взрыва. Оценка коэффициента диффузии в таких реакциях в  $10^{10}...10^{15}$  раз больше, чем обычно наблюдается в твердой фазе. В случае высоких тепловых потерь за счет интенсивного отвода теплоты в подложку процесс может терять устойчивость. Однако с увеличением температуры поверхности скорость фронта СВС будет расти экспоненциально.

В нашем случае образцы были подвергнуты воздействию серии импульсов широкоапертурного низкоэнергетического сильноточного электронного пучка (НСЭП), чтобы инициировать химические реакции как в жидкой, так и в твердой фазе, между металлической пленкой и азотом и углеродом, находящимися в составе основы как в свободном виде, так и в составе соединений.

Обработка проводилась в установке РИТМ-СП (рис. 1), которая представляет собой комбинацию источника низкоэнергетических сильноточных электронных пучков РИТМ, и двух магнетронных распылительных систем на единой вакуумной камере. Установка позволяет осуществлять напыле-



Рис. 1. Установка РИТМ-СП

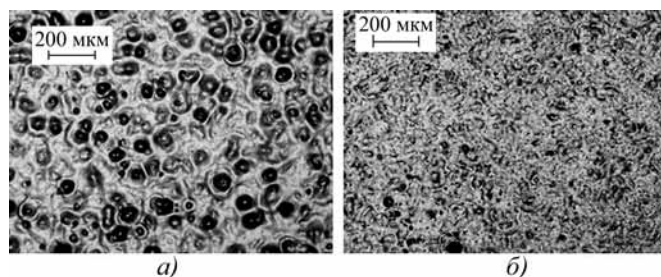


Рис. 2. Структура поверхности азотированной быстрорежущей стали Р6М5:

*a* — после воздействия НЭСП; *б* — после микролегирования цирконием

ние пленок разных материалов на поверхность изделия и последующее жидкофазное перемешивание материалов пленки и подложки интенсивным импульсным электронным пучком [14], которое мы называем микролегированием. Генерация НСЭП включает в себя эмиссию электронов, образование пучка в плазмонаполненном диоде и его транспортировку в плазменном канале. Использование такой схемы генерации позволяет получить пучок микросекундной длительности с плотностью тока до 10 000 А/см<sup>2</sup> при ускоряющем напряжении 15...30 кВ. Площадь одновременной обработки составляет около 50 см<sup>2</sup>.

Оценка амплитуды импульсного нагрева всей поверхности образца из твердого сплава с использованием НЭСП при плотности мощности разряда около 4,5 Дж/см<sup>2</sup> по методике [15] дает значение, приближающееся к 4000 °С. Это значение значительно превышает температуру плавления компонентов. Тепловыделение за счет протекания химической реакции между нанесенной тонкой пленкой и поверхностным

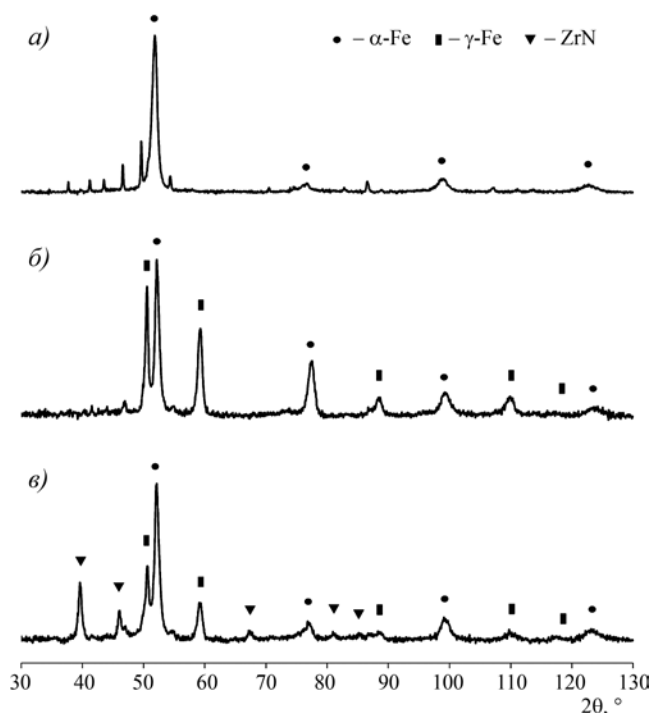


Рис. 3. Дифрактограмма с поверхности образца азотированной стали Р6М5:

*a* — без воздействия НЭСП; *б* — то же после воздействия НЭСП; *в* — после нанесения на поверхность пленки Zr перед облучением

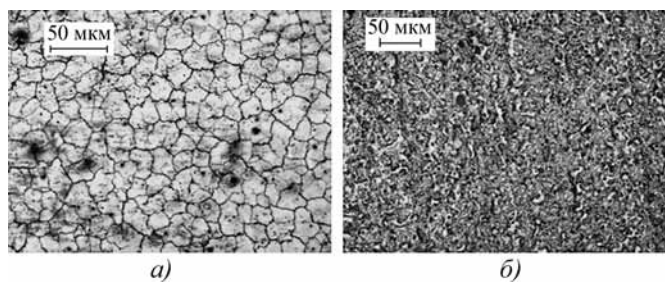


Рис. 4. Структура поверхности твердого сплава ВК8:  
*a* — после воздействия НЭСП; *б* — после микролегирования сплавом NbHfTi

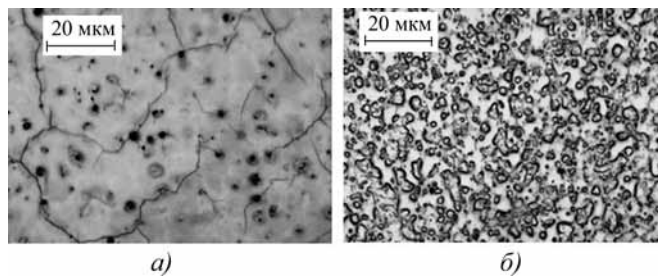


Рис. 5. Структура поверхности твердого сплава ВК8 после микролегирования при помощи НЭСП различными ниобиевыми сплавами:  
*a* — Nb<sub>60</sub>Ti<sub>30</sub>Al<sub>10</sub>; *б* — Nb<sub>70</sub>Hf<sub>22</sub>Ti<sub>8</sub>

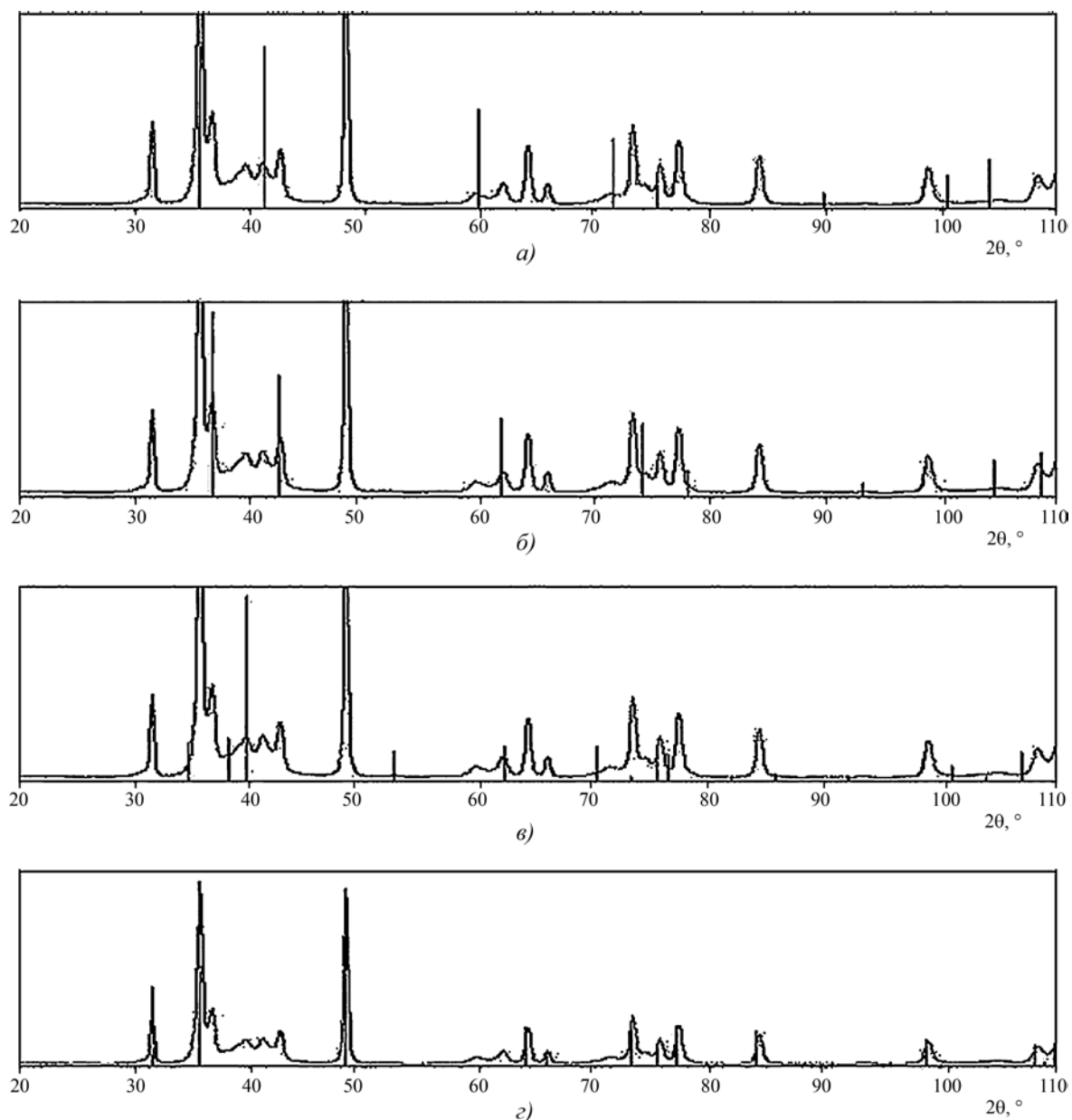


Рис. 6. Дифрактограмма с поверхности пластины ВК8 после микролегирования обработкой НЭСП:  
*a* — с наложенной штрихдиаграммой синтезированного карбида (NbHfTi) $C_x$ ; *б* — с наложенной штрихдиаграммой фазы  $\gamma$ -WC; *в* — с наложенной штрихдиаграммой фазы  $W_2C$ ; *г* — с наложенной штрихдиаграммой фазы WC

слоем основы может дать дополнительно до 0,5 Дж/см<sup>2</sup>, но с небольшой задержкой по времени. Появление расплава в объеме более тугоплавких частиц приводит к резкому увеличению межфазной поверхности и возрастанию скорости реакции.

На рис. 2, *a* продемонстрировано воздействие НСЭП с плотностью энергии 4,5 Дж/см<sup>2</sup> длительностью 5 мкс на шлифованную поверхность ( $Ra = 0,05$  мкм) азотированного образца из стали Р6М5. Азотирование проводилось в многофункциональной автоматизированной вакуумно-плазменной установке, оснащенной устройством для генерации плазмы двухступенчатого вакуумно-дугового разряда на глубину около 50 мкм [16]. Теплового воздействия пучка электронов достаточно, чтобы верхний слой металла не только расплавился, но и начал активно испаряться, обнажая карбидную составляющую, имеющую высокую температуру плавления. Шероховатость поверхности увеличивается до  $Ra = 1,1$  мкм.

Облучение НСЭП вызывает диссоциацию нитридов железа, особенно  $\epsilon$ -фазы. Фазовый состав приповерхностного слоя определялся при помощи рентгеноструктурного анализа. Съемка образцов быстрорежущей стали производилась на рентгеновском дифрактометре PANalytical Empyrean Series 2 с использованием  $\text{CoK}\alpha$ -излучения (рис. 3). Из дифрактограмм следует, что на поверхности образуется большое количество остаточного аустенита (рис. 3, *b*).

Нанесение на образец при помощи магнетронного распылителя тонкой пленки Zr толщиной 0,2 мкм благодаря иницированию химической реакции приводит к образованию тугоплавкого ZrN. После такой обработки шероховатость поверхности  $Ra$  составила 0,45 мкм. Образование нитридной фазы подтверждается данными рентгеноструктурного анализа (рис. 3, *в*). Кроме того, следует отметить, что в последнем случае содержание остаточного аустенита в приповерхностном слое заметно меньше.

На рис. 4 проиллюстрировано воздействие НЭСП на пластину из сплава ВК8. Нанесение на поверхность инструмента тонкого слоя карбидообразующих элементов IV–V групп Nb, Hf и Ti перед обработкой электронным лучом позволяет за счет микролегирования при протекании реакции СВС получить многофазную карбидную структуру. При этом удается избежать накопления свободного углерода вдоль дислокаций и границ зерен карбидов и предотвратить растрескивание поверхности из-за остаточных термических напряжений, что характерно для картины воздействия НСЭП на твердый сплав без микролегирования (рис. 4, *a*). Внешний слой в результате СВС обогащается тугоплавкими карбидными фазами типа MC, которые, благодаря экстремально высокой скорости охлаждения, в конечном продукте вырасти не успевают и остаются мелкими и гомогенно распределенными. Такие карбиды имеют твердость до 2400 HV, превосходящую твердость WC, составляющую 1500 HV (однако горячая твердость у карбида вольфрама все же выше).

Большинство твердофазных реакций в тонких слоях разделяется на два класса. В первом после прохождения волны СВС по образцу в продуктах реакции образуются соединения. СВС второго класса состоит из волны горения и волны фазового разложения, которая возникает, когда температура образца падает ниже температуры иницирования. В таких образцах после реакции создается эффект перемешивания слоев, который можно рассматривать как "твердофазное плавление" эвтектических систем. В наших экспериментах наблюдались оба типа.

Здесь следует отметить роль карбида гафния, имеющего одну из самых высоких теплот образования (приблизительно вдвое превышающую теплоту образования NbC). Именно введение до 20 % гафния в легирующий состав способствует протеканию химической реакции таким образом, чтобы получить желаемую однородную структуру без микротрещин, внешне похожую на эвтектику. На рис. 5 представлена структура поверхности твердого сплава после микролегирования различными ниобиевыми сплавами. Воздействие электронным пучком на пленку сплава, где гафний отсутствует (рис. 5, *a*), не приводит к нужному результату. Внутренней тепловой энергии химического взаимодействия исходных реагентов в этом случае недостаточно.

Мощное тепловое воздействие НСЭП с плотностью мощности разряда 4,5 Дж/см<sup>2</sup> длительностью 5 мкс на поверхность твердого сплава ВК8 с нанесенной на нее пленкой сплава NbHfTi толщиной около 200 нм приводит к образованию ГЦК карбидной фазы, идентифицированной как  $(\text{Nb, Hf, Ti})\text{C}_x$ . На рис. 6 хорошо видны отражения фазы  $\gamma$ -WC с периодом решетки 4,24 Å (0,424 нм). Обращает на себя внимание однотипная структура ниобиевого карбида и высокотемпературного карбида вольфрама. Соответствующая рентгенограмма представлена на рис. 6. Съемка проводилась на дифрактометре ДРОН-УМ ( $\text{CuK}\alpha$ ).

Характерной особенностью приповерхностной зоны является формирование кристаллографической текстуры, вызванной направленным теплоотводом при кристаллизации. Сравнение спектров, полученных при симметричной и несимметричной съемках, показало изменение интенсивностей отражений двух основных кубических фаз, которое связано с наличием в них кристаллографической текстуры {100} параллельно поверхности образца. Поэтому достаточно сложно говорить о количественном соотношении карбидов ниобия—гафния—титана и  $\gamma$ -WC, хотя фазы  $(\text{Nb, Hf, Ti})\text{C}_x$  на поверхности ощутимо больше. Фаза  $\text{W}_2\text{C}$  присутствует в небольшом количестве и хорошо видна только в асимметричной геометрии съемки, т. е., очевидно, она располагается на самой поверхности образца.

## Заключение

Результаты экспериментов свидетельствуют о возможности получения на поверхности инструментальных материалов модифицированных микролегированием слоев. Задача состоит в повышении термической стабильности неравновесных структурно-фазовых состояний, позволяющих получить уникальные физические и прочностные свойства. Такие слои формировались, благодаря иницированию химических реакций СВС между основой и нанесенной на нее тонкой пленкой, в продуктах которой было возможно образование новых карбидных и нитридных фаз, при помощи воздействия такого инструмента, как НЭСП. При таком воздействии возможно протекание реакции синтеза новых соединений при высоких температурах как в жидкой, так и в твердой фазе.

Формирование структуры в приповерхностном слое материала в нашем случае во многом обусловлено импульсным характером воздействия в микросекундном диапазоне. Здесь основными факторами процесса микролегирования являются энергия электронного пучка, зависящая от ускоряющего напряжения, и толщина нанесенной на поверхность объекта тонкой пленки. Зависимость толщины модифицированного

слоя от ускоряющего напряжения носит выраженный экстремальный характер. Облучение с недостаточной энергией в пучке неспособно инициировать СВС-процесс, а ее избыток приводит к испарению большей части пленки.

При использовании импульсных электронных пучков потери энергии на обратное рассеяние зависят от атомного номера материала мишени, энергии и угла падения пучка электронов и составляют от 8 до 50 %. При угле падения пучка около 30° максимум температурного распределения смещается на поверхность, а при дальнейшем уменьшении данного угла температурный градиент в поверхностном слое возрастает [17]. Это означает, что на равномерность прогрева приповерхностной зоны будет серьезно влиять шероховатость поверхности облучаемого объекта, особенно когда ее значение сравнимо или больше глубины проникновения электронов в объект. Наиболее интересные результаты получены при тошине покрытия, составляющей половину глубины проникновения электронов в материал подложки, т. е. около 200 нм. При этом желательно иметь более-менее равномерный прогрев электронами приповерхностного слоя, который можно получить за счет геометрического фактора, имея исходную шероховатость поверхности, сравнимую с глубиной проникновения электронов в вещество.

Максимальная толщина, в которой удается получить модифицированную СВС-структуру, составляет 3...4 мкм. Множественное инициирование процесса практически не изменяет первоначальную микроструктуру, но может отрицательно сказаться на состоянии подложки из-за термоциклирования. Чтобы превращение прошло полностью, как правило, бывает достаточно серии из пяти-шести импульсов НСЭП.

Процесс микролегирования приповерхностного слоя проводится перед нанесением износостойкого покрытия на инструмент PVD-методом. Можно выделить ряд особенностей работы инструмента с подобной обработкой. Так, его приработка происходит быстрее и значения шероховатости обработанной поверхности остаются стабильными дольше. Изменяется место формирования лунки износа. Уменьшается радиус округления режущей кромки, образующийся при взаимодействии обрабатываемой и производящей поверхностей и являющийся одним из существенных факторов процесса резания [18], особенно на переменных режимах [19]. Существенно падает сила резания, что благоприятно сказывается на износостойкости.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Волосова М.А., Туманов А.А. Систематизация методов нанесения покрытий и модификации рабочих поверхностей режущего инструмента и алгоритм их выбора // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2011. № 3. С. 78—83.
2. Повышение работоспособности лезвийных инструментов за счет направленной модификации свойств их рабочих поверхностей при нанесении наноструктурированных многослойно-композици-

онных покрытий / А.С. Верещака, С.Н. Григорьев, А.А. Верещака и др. // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2014. № 4 (31). С. 45—51.

3. Берлин Е.В., Коваль Н.Н., Сейдман Л.А. Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей. М.: Техносфера, 2012. 464 с.

4. Григорьев С.Н., Метель А.С., Фёдоров С.В. Модификация структуры и свойств быстрорежущей стали путём комбинированной вакуумно-плазменной обработки // Металловедение и термобработка металлов. 2012. № 1. 8—12 с.

5. Карпачев А.Д., Климов В.Н., Маслов А.Р. Повышение износостойкости инструментальных конусов // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2013. № 1 (23). С. 82—86.

6. Пат. 2009025 РФ. Способ химико-термической обработки твердосплавного инструмента: АО "Дока" / В.П. Вальчук № 5025673/02; Заявл. 27.12.1991; Опубл. 15.03.1994.

7. Оганян Г.В. А. с. на изобр. № 172834 С 23 С 14/28. Способ обработки изделий из твердого сплава / 1984.

8. Fedorov S.V., Pavlov M.D., Okunkova A.A. Effect of structural and phase transformations in alloyed subsurface layer of hard-alloy tools on their wear resistance during cutting of high temperature alloys // Journal of friction and wear. 2013. Vol. 34. No. 3. P. 190—198.

9. Исследование процесса сверления синтетрана твердосплавными сверлами с комплексным модифицированием режущей части / В.И. Кокарев, С.В. Федоров, А.К. Велис, Йе Мин Со. // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2013. № 3. С. 45—49.

10. Rogachev A.S., Mukasyan A.S. Combustion for material synthesis. NY, CRC Press Reference. 2014. 424 p.

11. Коидзуми М. Химия синтеза сжиганием. М.: Мир, 1998. 247 с.

12. Саблев Л.П., Григорьев С.Н. Вакуумно-дуговые покрытия. Харьков, ННЦ ХФТИ, 2010. 317 с.

13. Мягков В.Г., Быкова Л.Е., Бондаренко Г.Н. Множественный самораспространяющийся высокотемпературный синтез и твердофазные реакции в тонких пленках // ЖЭТФ. Т. 115. № 5. С. 1756—1764.

14. Установка РИТМ-СП для формирования поверхностных сплавов / А. Б. Марков, А. В. Миков, Г. Е. Озур, А. Г. Падей // Приборы и техника эксперимента. 2011. № 6. 122—126 с.

15. Персов Б.З. Расчет и проектирование экспериментальных установок // Москва—Ижевск, НИЦ "Регулярная и хаотическая динамика" / Институт компьютерных исследований, 2006. 348 с.

16. Филатов П.Н. Повышение стойкости протяжного инструмента из порошковой быстрорежущей стали при обработке жаропрочных никелевых сплавов // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2008. № 4. С. 44—50.

17. Поут Дж.М. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками. М.: Машиностроение, 1987.

18. Представление радиуса округления режущих кромок как возмущающего фактора процесса резания / В.Д. Гурин, М.В. Терешин, А.А. Туманов, С.В. Федоров. // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2013. № 4 (27). С. 17—19.

19. Терешин М.В. Влияние переменных режимов резания на износ быстрорежущих сверл // Вестник МГТУ "СТАНКИН". № 2 (25). 2013. С. 47—49.

## Лазерная постобработка Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>—Ni композитных покрытий, нанесенных с помощью холодного газодинамического напыления\*

Осуществлено нанесение холодным газодинамическим напылением наночастиц оксидной керамики Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> одновременно с Al- и Ni-порошком. После применения лазерной обработки наряду с частицами в исходном состоянии в полученном покрытии наблюдались интерметаллидные фазы Al<sub>x</sub>Ni<sub>y</sub>. Проведено исследование микроструктуры покрытий непосредственно после нанесения холодным газодинамическим напылением и после лазерной обработки с помощью оптического и электронного сканирующего микроскопов, энергодисперсионного анализа и рентгенодифрактометрии. Описано влияние параметров лазерной обработки, таких как скорость сканирования, мощность и форма пучка, на формирование микроструктуры и определены оптимальные режимы для холодного газодинамического нанесения покрытий с лазерной постобработкой.

**Ключевые слова:** холодное газодинамическое напыление, лазерный отжиг, Ni—Al-интерметаллиды.

Nano-sized alumina ceramics was sprayed by CS process together with Al and Ni alloy powders. After laser assisted post-annealing process, Al<sub>x</sub>Ni<sub>y</sub> phases as well as the initial alumina particles were observed in the cold-sprayed Al—Ni coatings. Microstructures of as-sprayed and laser-annealed coatings were investigated by using optical and scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS) and X-ray diffractometry (XRD). Effects of laser processing parameters, such as scanning speed, power and beam shape on microstructural evolution of the composite coatings were discussed and optimal regimes for laser assisted CS were determined.

**Keywords:** cold gas dynamically spray (CGDS), laser annealing, Ni—Al intermetallides.

### Введение

Интерметаллиды системы Al—Ni играют важную роль при решении технологических задач, связанных с высокими температурами, так как обладают хорошими жаропрочными, жаростойкими свойствами, низкой плотностью и высокой ползучестью [1]. В связи с этим они широко применяются в аэрокосмической и химической промышленности.

Интерметаллидные покрытия и функционально-градиентные материалы на их основе могут быть получены разными способами: реактивным горячим прессованием порошков никеля и алюминия [2], импульсным плазменным спеканием [3], плазменным напылением [4], послойным селективным лазерным спеканием [5, 6] и др. Однако все эти процессы являются термическими и характеризуются высокой гетерогенностью ввиду неполноценности протекания реакции синтеза интерметаллидов Al<sub>3</sub>Ni, Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> и AlNi, а также лишь частичного расплавления частиц Ni и Al, контактирующих между собой, на фоне высокоскоростной кристаллизации — все это негативно сказывается на перспективах промышленного применения данного материала.

Холодное газодинамическое напыление (ХГН) — процесс, в котором частицы напыляемого материала постоянно находятся в твердой фазе [7]. Некоторые исследователи полагают, что на границе столкновения частицы с подложкой образуется локальный расплавленный участок ввиду высокой кинетической энергии. Другие считают, что происходит адгезия частицы к подложке по причине пластической деформации. Эти особенности расширяют возможности применения ХГН для получения объемных изделий [8, 9]. Сущность метода ХГН состоит в ускорении в потоке газа частиц порошка и столкновении их с подложкой. При этом высокая

кинетическая энергия гранул при столкновении переходит в механическую, результатом чего является образование адгезионного покрытия со сравнительно низкой пористостью. Однако для получения интерметаллидного сплава системы Al—Ni в алюминиевой матрице необходимо провести отжиг полученного покрытия [10].

ХГН с последующей лазерной обработкой (рис. 1) — новаторский процесс, сочетающий в себе преимущества сверхзвукового напыления и лазерную постобработку полученных покрытий [11—13], что необходимо при формировании интерметаллидов. Данный способ позволяет наносить разные по природе материалы (металлы, интерметаллиды, керамику и др.) с высокой производительностью, меньшими операционными затратами и лучшей адгезией.

Проведенные ранее исследования показали возможность нанесения нанокристаллического никеля и оксида алюминия с помощью ХГН. Важной особенностью процесса нанесения алюминия с наноразмерной фракцией является формирование на поверхности алюминия тонкой оксидной пленки при контакте с кислородом — это предохраняет материал от дальнейшего окисления. Однако при этом эта пленка препятствует непосредственному контакту между наносимыми частицами и подложкой [14].

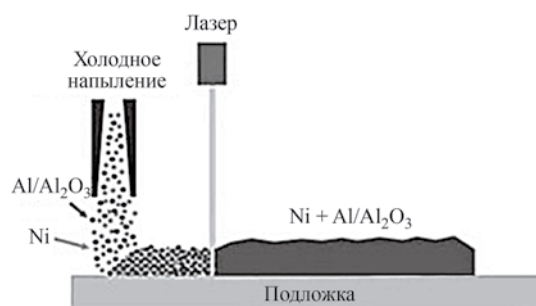


Рис. 1. Схематичное изображение стратегии нанесения покрытия

\* Исследование проведено при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках Постановления Правительства № 220, договор № 11.G34.31.0077.

Добавление керамики  $Al_2O_3$  во время процесса ХГН Ni—Al-материалов может значительно увеличить жаропрочность интерметаллидной фазы, а также улучшить механические характеристики за счет ее упрочнения [3]. Смешивание порошков пластичного металла (Al) с хрупким материалом, таким как кремний или оксид алюминия ( $Al_2O_3$ ), с различным размером гранул обуславливает лучшую адгезию с подложками высокой твердости ввиду образования многочисленных кратеров на поверхности при напылении. Многослойная металлокерамика системы AlNi— $Al_2O_3$  имеет также большой потенциал при изготовлении покрытий для высокотемпературных приемников солнечной энергии.

Предметом данного исследования являлся процесс ХГН наноразмерного оксида алюминия с никелем и алюминием. Лазерная обработка полученных покрытий использовалась для уменьшения пористости, улучшения адгезии и прочности. Микроструктура получаемых покрытий была исследована с помощью оптической и сканирующей электронной микроскопии, рентгенофазового и энергодисперсионного анализа.

### Эксперимент

В работе использовался алюминиевый порошок марки AMDRY 355 (Al12Si, номинальный размер фракции — 45 мкм) (рис. 2, б) и никелевый порошок Metco 56C-NS (Ni 99,5 %, —75 + 10 мкм) производства компании Sulzer Metco, GmbH (рис. 2, а). Оксид алюминия с номинальным размером фракции ~ 60 нм (EvNanoTech.com Ltd, Китай) использовался в состоянии поставки (рис. 2, в). Гранулометрическая микроразмерных порошков проводилась на оптическом гранулометре ALPAGA 500 NANO, поставляемом с программным обеспечением для анализа изображений Callisto (ОСНИО, Бельгия). В качестве подложки использовалась алюминиевая пластина после пескоструйной обработки.

Эксперимент проводился в лаборатории инновационных аддитивных технологий МГТУ "СТАНКИН" на установке для ХГН Impact Spray Systems 5/8 (Германия). Сопловый блок установки закреплен на промышленном шестиосевом роботе-манипуляторе KUKA KR 30-3 F, обеспечивающем постоянную скорость и дистанцию нанесения. В качестве несущего газа использовался азот. Ввиду того что размер частиц оксида алюминия находится в нанодиапазоне, этот материал было решено предварительно смешать с никелем. Эксперимент предусматривал три варианта нанесения покрытия на подложку. В первом случае сначала наносился алюминиевый порошок на алюминиевую пластину, затем поверх него — никель. Во втором — вместо чистого никеля использовалась смесь никеля и оксида алюминия в пропорции 50:50. В тре-

тьем случае смесь состояла из 75 % никеля и 25 % наночастиц оксида алюминия. В таблице представлены операционные режимы напыления.

Режимы нанесения покрытия

Параметр	Al12Si	Ni	Ni + nano- $Al_2O_3$
Температура, °С	400	500	550
Давление газа, бар	25	30	35
Дистанция напыления, мм	60	60	60
Скорость перемещения сопла, мм/с	40	40	40

После ХГН образцы были подвергнуты лазерной обработке. Для лазерного отжига использовался волоконный Nd:YAG лазер ЛК-200 (IPG, Россия) с длиной волны 1064 нм. Для перемещения лазерного луча использовался сканатор, управляемый компьютером и представляющий собой систему из двух зеркал, отклоняющих луч в плоскости по одной из осей. Оптическая система позволяет сфокусировать луч с гауссовым распределением плотности мощности и эффективным диаметром ~ 100 мкм. Таким образом были подвергнуты лазерному отжигу несколько пластин размером 10 × 10 мм. Расстояние между линиями штриховки поверхности образца было установлено равным диаметру лазерного пятна. План эксперимента предусматривал получение образцов при мощности  $P = 10...40$  Вт и скорости сканирования  $V = 5...10$  мм/с.

После лазерной постобработки покрытий из этих образцов были изготовлены шлифы с помощью гидравлического пресса и шлифовально-полировальной машины. Шлифование происходило с применением нескольких видов шлифовальных кругов на бумажной основе — от более крупного абразивного зерна до более мелкого. Затем шел процесс полирования, в том числе на тканевых кругах с применением специальных полировочных жидкостей. Анализ микроструктуры проводился с помощью оптического микроскопа Olympus BX51M (Япония). Структура покрытия Ni + Al/nano- $Al_2O_3$  исследовалась на электронном сканирующем микроскопе VEGA 3 LMH (Чешская республика), оснащенный модулем для энергодисперсионного анализа (INCA ENERGY GSR P80, Oxford Instruments).

Анализ кристаллической структуры покрытий проводился на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 М. Фазовый состав покрытий был определен с помощью программы Международного центра дифракционных данных (PCPDFWIN вер. 2.02, выпуск 1999 г.), а также программы Crystallographica SearchMatch вер. 3.102.

### Результаты эксперимента и их обсуждение

На рис. 3 приведено изображение ХГН покрытия Al12Si + Ni, полученное с помощью оптического микроскопа. На нем ясно видна слоистая структура, где слой никеля чередуется с алюминиевым слоем. Включения кремния оказывают, предположительно, упрочняющий эффект никель-алюминиевой матрицы. При этом четко видно порообразование, характерное для процесса ХГН. На рис. 4, а показаны структуры покрытий после лазерной обработки. Визуально отображено распределение элементов никеля и алюминия на поверхности покрытия и поперечном срезе. Видно, что даже при 40 Вт и скорости 10 мм/с погонной энергии лазерного излучения

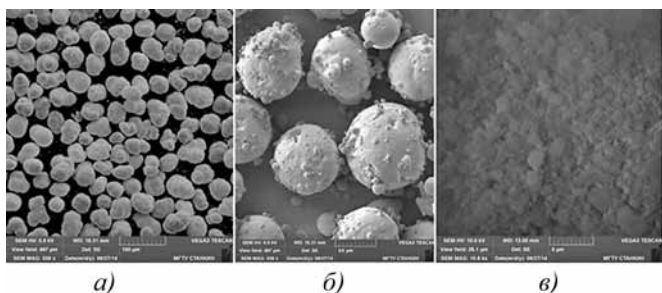


Рис. 2. СЭМ-изображение используемых порошков: а — никель; б — Al12Si; в — nano- $Al_2O_3$



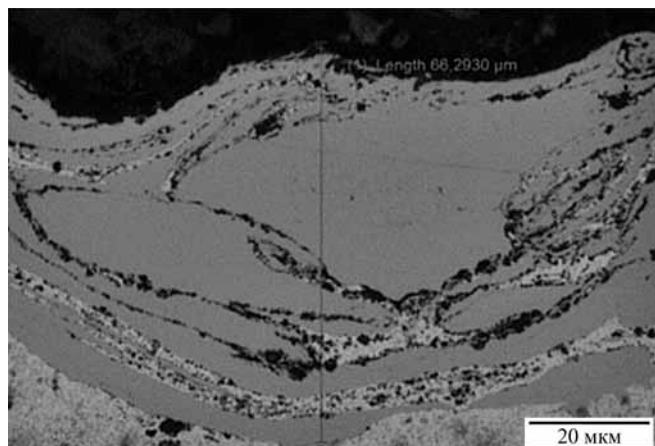


Рис. 3. Оптическая микроскопия покрытия Al12Si + Ni после ХГН

было недостаточно для значительного переправления нанесенных материалов. Кроме того, распространению теплоты препятствуют многочисленные трещины и поры, что свидетельствует о высоких термических напряжениях при быстрой кристаллизации. При этом на границе никеля и алюминия образуется характерная для интерметаллидной эвтектической фазы дендритная структура (рис. 4, б). Элементный состав данной области, полученный с помощью энергодисперсионного анализа, показал наличие интерметаллидной Ni<sub>3</sub>Al-фазы.

На рис. 5 представлены результаты рентгенофазового анализа покрытия. Видны сравнительно большие участки алюминия в первоначальном состоянии (Al<sub>3,21</sub>Si<sub>0,47</sub>, файл Международного центра дифракционных данных № 41-1222), а также свободный алюминий (файл 01-1180). Чистый никель зафиксирован не был, ввиду его глубокого расположения в покрытии. После лазерного отжига, проведенного на воздухе, анализ показал наличие оксида алюминия (ромбоэдрический Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, файл 41-1222) в покрытии. Кроме того, в покрытии была обнаружена фаза Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub>, что свидетельствует о наличии интерметаллидного соединения. Согласно фазовой диаграм-

ме Ni—Al это получившееся соединение является нестабильным и при дополнительном нагреве переходит в интерметаллидные фазы AlNi и AlNi<sub>3</sub>. Как показали расчеты [5], подтверждающие результаты проведенных ранее исследований [18], синтез AlNi<sub>3</sub> является наиболее энергоэффективным, что согласуется с полученными в результате энергодисперсионного анализа данными. Однако для однозначного определения фазы необходимо дополнительно провести количественный фазовый анализ, так как линии интенсивности для Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> и NiAl при рентгенофазовом анализе совпадают.

На рис. 6 (см. с. 3 обложки) изображено ХГН покрытие Ni + nano-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с лазерной постобработкой в соотношении 50:50. Внешний вид покрытий, полученный с помощью электронного сканирующего микроскопа, представлен на рис. 6, а, б, в. Непосредственно после ХГН поверхность покрытия получается грубой и неровной, но после лазерной обработки наблюдается проникновение частиц в глубь покрытия, которое происходит на стадии высокоскоростной кристаллизации (рис. 6, б, в). На рис. 6, г, д, е показан поперечный шлиф покрытия с участками перемешивания напыляемых материалов, активнее всего проявляющихся в местах лазерного отжига. Увеличение сообщаемой энергии приводит к интенсификации перемешивания материалов. С одной стороны, это преимущество, так как распределение никеля и алюминия в покрытии будет более равномерным при мощности лазера 20 Вт, чем при 10 Вт. С другой стороны, при мощности лазера 20 Вт структура покрытия является более гетерогенной.

Результаты количественного фазового анализа покрытия Ni + nano-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в соотношении 50:50 (рис. 7) сильно отличаются от результатов для покрытия Ni + Al12Si. Кроме ожидаемых соединений оксида алюминия и никеля было зафиксировано присутствие интерметаллидных фаз AlNi и Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> (файлы Международного центра дифракционных данных № 20-0019 и № 14-0648 соответственно).

При втором варианте формирования покрытия происходит более полный переход материалов в интерметаллидную фазу при меньшей мощности лазера (20 Вт против 40 Вт). Это может быть связано с высокой химической активностью нанодисперсий оксида алюминия. Авторы статьи полагают, что в

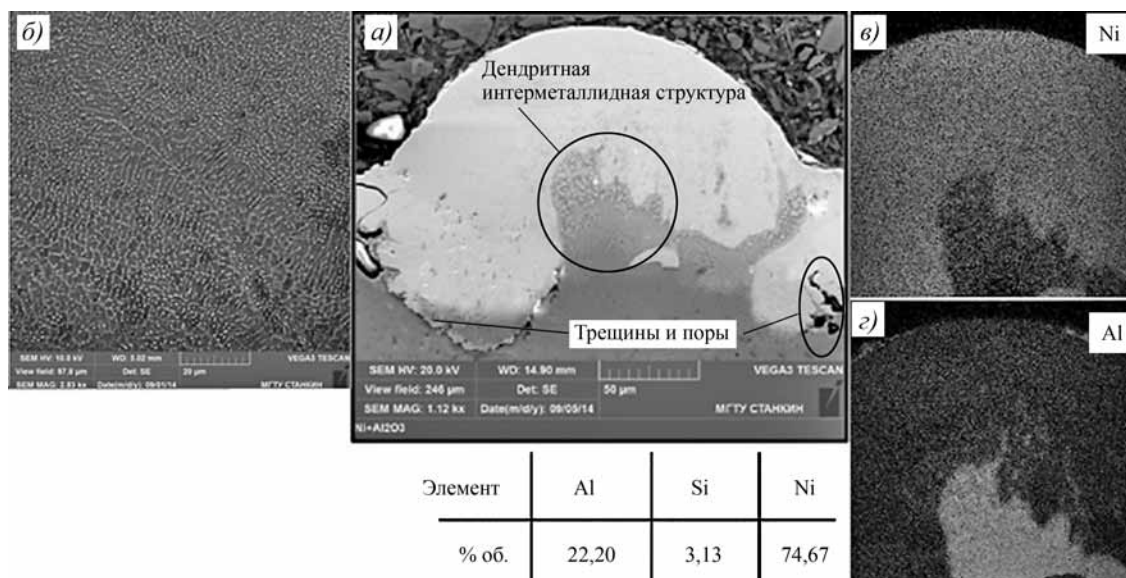


Рис. 4. СЭМ-изображение ХГН-покрытия после лазерного отжига:

а — общий вид структуры; б — дендритная структура; в — распределение никеля в покрытии; г — распределение алюминия

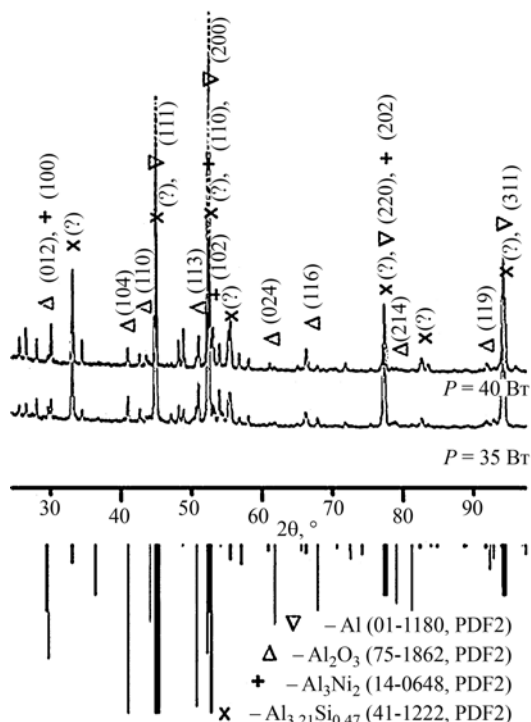


Рис. 5. Результаты рентгенофазового анализа ХГН-покрытия с лазерной постобработкой для системы Al<sub>12</sub>Si + Ni. Режимы обработки: P = 35 Вт, V = 5 мм/с и P = 40 Вт, V = 10 мм/с

дальнейшем необходимо увеличивать время процесса отжига одновременно с уменьшением энергозатрат, что возможно при низких скоростях сканирования и расфокусировке лазерного луча. Именно такие режимы лазерного отжига представляются наиболее подходящими для данных целей. Это даст больше времени для процесса диффузии материалов и таким образом обеспечит полное формирование интерметаллидной фазы, а также ровную поверхность покрытия.

### Заключение

Исследование показало, что применение лазерного отжига к покрытиям, полученным с помощью ХГН, приводит к формированию интерметаллидной фазы системы Ni–Al. Уменьшение порообразования и повышение однородности покрытия могут быть достигнуты путем оптимизации режимов лазерного излучения с уменьшением энергозатрат. При этом оптимальные режимы для процесса ХГН с лазерной постобработкой разнятся для оксида алюминия с различным размером фракций.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ha Yong Lee, Se Hun Jung, Soo Yong Lee. Alloying of cold-sprayed Al–Ni composite coatings by post-annealing // Applied Surface Science. 2007. № 253. P. 3496–3502.
2. Sidhu B.S., Prakash S. Evaluation of corrosion behavior of plasma sprayed Ni<sub>3</sub>Al coatings on steel in oxidation and molten salt environment at 900 °C // Surface and Coatings Technology. 2003. Vol. 166. P. 89–100.
3. Potential of cold gas dynamic spray as additive manufacturing technology / A. Sova, S. Grigoriev, A. Okunkova, I. Smurov // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. Т. 69. № 9–12. 2013. С. 2269–2278.

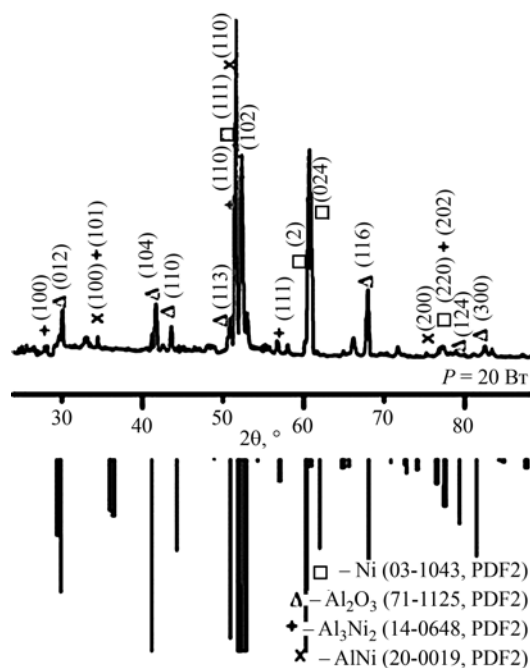
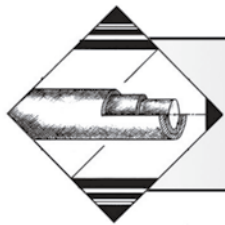


Рис. 7. Результаты рентгенофазового анализа ХГН-покрытия с лазерной постобработкой для системы Ni + nano-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Режим обработки: P = 20 Вт, V = 10 мм/с

4. Effect of ceramic particle velocity on cold spray deposition of metal-ceramic coatings / A. Sova, V.F. Kosarev, A. Papyrin, I. Smurov // Journal of Thermal Spray Technology. Т. 20. № 1–2. 2011. С. 285–291.
5. Ajdelsztajn L., Jodoin B. and Schoenung J.M. Synthesis and Mechanical Properties of Nanocrystalline Ni Coatings Produced by Cold Gas Dynamic Spraying // Surface & Coatings Technology. Vol. 201. 2006. P. 1166–1172.
6. Bray M., Cockburn A., O'Neill W. The laser-assisted cold spray process and characterisation // Surface and Coatings Technology. Vol. 203. 2009. P. 2851–2857.
7. Christoulis D., Jeandin M., Irissou E. et al. Laser-assisted cold spray (LACS), in: D.C. Dimitras (ed.), Nd YAG Laser, InTech. 2012.
8. Аддитивное производство с помощью лазера / И.Ю. Смуров, И.А. Мовчан, И.А. Ядройцев и др. // Вестник МГТУ "СТАНКИН". № 4 (16). 2011.
9. Экспериментальное аддитивное прямое производство с помощью лазера / И.Ю. Смуров, И.А. Мовчан, И.А. Ядройцев и др. // Вестник МГТУ "СТАНКИН". № 2 (20). 2012. С. 48–50.
10. Аддитивное производство с помощью лазера. Проведение экспериментальных работ / И.Ю. Смуров, И.А. Ядройцев, И.А. Мовчан и др. // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2012. № 1 (18).
11. Назаров А.П. Перспективы быстрого прототипирования методом селективного лазерного спекания/плавления // Вестник МГТУ "СТАНКИН". Т. 4. 2011. С. 46–51.
12. Назаров А.П., Тарасова Т.В. Исследование процессов модификации поверхностного слоя и изготовления трехмерных машиностроительных деталей посредством селективного лазерного плавления // Вестник МГТУ "СТАНКИН". Т. 2 (25). 2013. С. 17–21.
13. Тарасова Т.В., Гвоздева Г.О., Тихонова Е.П. Перспективы использования лазерного излучения для поверхностной обработки цветных сплавов // Вестник МГТУ "СТАНКИН". Т. 2 (20). 2012. С. 140–143.
14. Gold spray deposition of 316L stainless steel coatings on aluminium surface with following laser post-treatment / Sova A., Grigoriev S., Okunkova A., et al // Surface & Coatings Technology. Vol. 235. 2013. P. 283–289.



УДК 621.762

А.М. Дмитриев, Н.В. Коробова (Московский государственный технологический университет "СТАНКИН"),  
Ф.В. Гречников (Самарский государственный аэрокосмический университет им. С.П. Королева  
(национальный исследовательский университет))  
E-mail: mt-6@yandex.ru

## Интенсификация уплотнения и упрочнения деталей из железных порошков и порошковых сталей на этапе их холодного формования перед спеканием\*

*Для плотности, твердости и предела прочности заготовок из порошков на железной основе, изготовленных формованием в штампах и последующим спеканием, на основе эксперимента построены математические модели. В эксперименте исследованы порошки шести марок: отечественные и зарубежные. Приведены графики изменения исследованных величин для разных марок порошков в зависимости от давлений их сжатия при формовании. Оценено влияние схем уплотнения, реализующих существенные сдвиги между уплотняемыми частицами, на прочность порошковой заготовки после ее спекания.*

**Ключевые слова:** высокоплотная порошковая заготовка, порошки на железной основе, формование со сдвигами частиц, плотность, твердость и прочность заготовки, сравнение схем формования.

*Mathematical models based on of the experiment were created for the density, hardness and tensile strength of the preforms of iron-based powders made by molding in dies and subsequent sintering. Six powders brands: domestic and foreign, were applied. Graphs of the values of the investigated characteristics depending on the brand of powders and compression pressure are presented in this article. The effect of compression schemes, implementing significant changes between the compacted particles, for the strength of the powder preform after sintering is evaluated.*

**Keywords:** high density preform powder, iron-based powders, molding particles with the shifts, density, hardness and strength of the preforms, the comparison molding schemes.

### Введение

Качество машиностроительных деталей в значительной степени зависит от структуры исходной заготовки и термомеханических режимов штамповки [1–4]. При правильно выбранном термомеханическом режиме штамповки и последующей термической обработке можно добиться весьма существенного улучшения качества в результате направленного формирования внутреннего строения поковки. Однако полностью исключить химическую неоднородность внутреннего строения поковки и достичь однородного кристаллического строения удастся не всегда [5–7].

Изготовление деталей из порошков проводится в целях повышения их качества, поскольку химическую однородность отдельных частиц порошка, их размеры и кристаллическое строение обеспечить проще, чем у заготовок, полученных литьем или прокаткой [8, 9]. Кроме этого, порошковая технология, позволяет получать новые технические материалы, которые нельзя или невыгодно получать другими способами. Таковы, например, тугоплавкие и твердые металлы и сплавы, композиции из металлов, не смешивающихся в жидком состоянии и не образующих твердых растворов или неметаллических соединений.

\* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках государственного задания в сфере научной деятельности МГТУ "СТАНКИН".

1. Порошковые детали в крупносерийном производстве изготавливают формованием на прессах и последующим спеканием в защищающей от окисления атмосфере. Для обеспечения высоких прочности и ударной вязкости порошковых деталей требуется, чтобы они после формования имели остаточную пористость не более 5 %. При изготовлении деталей из порошкового железа, легированного другими материалами (порошковых сталей), последующая термообработка в целях повышения прочности эффективна только при обеспечении малой остаточной пористости деталей [1, 8].

2. При горячем формовании порошковых заготовок на прессах остаточная пористость практически отсутствует, но высокие прочность и ударная вязкость не достигаются, поскольку частицы порошка покрыты оксидной пленкой, что затрудняет диффузионные процессы между ними.

Расширить производство деталей, к которым предъявляются требования высокой прочности, можно в результате разработки новых методов уплотнения порошков без нагрева, позволяющих обеспечить высокую плотность деталей. Исследования технологии для осуществления такой штамповки представлены ниже.

Для получения высокоплотных изделий из железных порошков и порошковых сталей необходимо осуществлять деформирование в условиях, при которых реализуется эффект сдвигов между зернами [1, 8, 10, 12].

Если кроме давления  $p$  приложить сдвигающие напря-

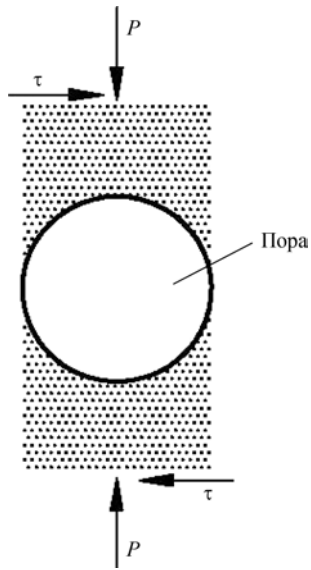


Рис. 1. Приложение к заготовке наряду с осевым давлением  $p$  сдвигающих напряжений  $\tau$ , приводящее к закрытию пор



Рис. 2. Кольцо из порошковой стали, сформованное в штампе

жения  $\tau$ , поры в уплотняемой заготовке легко закроются и может быть достигнута высокая плотность формованной заготовки при сравнительно небольших значениях осевого давления  $p$  (рис. 1).

Метод дает возможность повышения легирования порошковых сталей, изготовления деталей из любых порошковых композиций, при этом удельная сила (давление) на инструменте не превышает 1000 МПа.

Сдвиги порошковых частиц при уплотнении деталей обеспечивают разными способами.

Невысокие детали круглой формы формуют в матрице пуансоном, совершающим комбинированное поступательное и вращательное движение [10]. При формовании деталей большой высоты сдвиги могут быть достигнуты без вращения элементов штампа, если деталь имеет переменную толщину стенки [11, 12].

На рис. 2...5 приведены фотографии некоторых деталей, изготовленных с использованием указанных схем деформирования.

#### Методика проведения исследования

Для оценки твердости по Бринеллю и предела прочности в зависимости от достигнутой плотности деталей, сформованных со сдвигами частиц и спеченных после формования, проведено описанное ниже исследование.



Рис. 3. Порошковые втулки с тонкой стенкой из ПЖВ2.160.28



Рис. 4. Порошковые втулки со ступенчатой фланцевой частью из ПЖРВ3.160.24



Рис. 5. Порошковые стаканы, формованные из ПЖВ2.160.28

Формование осуществлялось на прессе, показанном на рис. 6, 7. На приведенной на рис. 6 схеме пресс изображен при формовании детали, показанной на рис. 5.

Если в прессе матрицу, установленную в траверсе 2, с помощью гидроцилиндров 3 перемещать в направлении течения материала со скоростью, превышающей скорость те-

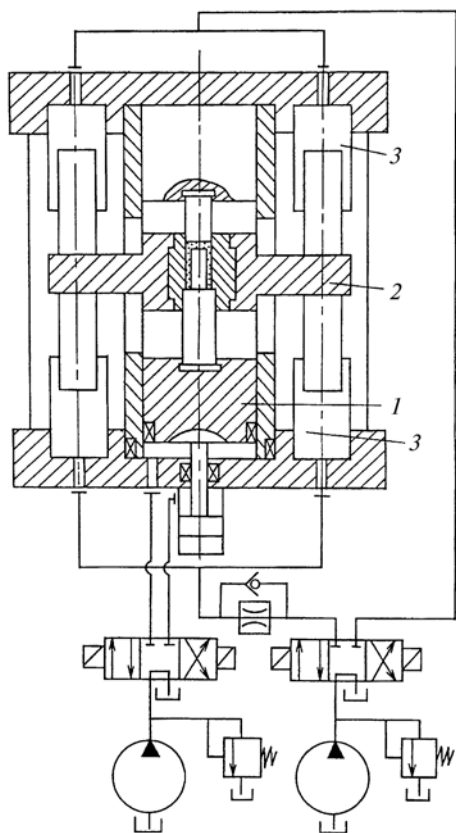


Рис. 6. Конструкция пресса для формирования порошков со сдвигами частиц

чения, силы трения на границе заготовки с матрицей будут способствовать течению и разгрузят пуансоны. Функцию ползуна пресса выполняет плунжер 1 главного гидроцилиндра, непосредственно на котором без штамповой плиты размещен выдавливающий пуансон.

Для формирования высокоплотных заготовок деталей из порошков на железной основе авторами разработаны две схемы (рис. 8), при которых происходит всестороннее сжатие порошка и сдвиги его слоев при их формировании до спекания.

При схеме I (рис. 8, а) осуществляется сжатие порошка в матрице движущимися навстречу пуансонами с одновременным перемещением порошка из полости матрицы, имеющей диаметр 32 мм, в полость с диаметром 36 мм.

При схеме II (рис. 8, б) производятся описанные выше операции, затем сжимаемый пуансонами порошок перемещается из полости матрицы с диаметром 36 мм в полость с диаметром 32 мм.

При сдвигах слоев кроме закрытия пор происходит изменение формы частиц порошка, разрушение оксидной пленки и образование чистой поверхности частиц. Это улучшает последующее спекание заготовок. В результате повышаются плотность и равномерность распределения свойств в изделии.

Исследованы зависимости плотности образцов от марки железного порошка, а также от процентного содержания в порошке смазочного материала (пластификатора, роль которого выполняет стеарат цинка), схемы и осевого давления формирования.

В эксперименте исследованы отечественные порошки (ГОСТ 9849—86) марок ПЖВ2.160.28, ПЖРВ2.200.26,



Рис. 7. Пресс для формирования порошков со сдвигами частиц силой 2 МН

ПЖРВ3.200.26, ПЖВ4.160.28, а также порошки фирмы Mannesmann Demag марок WPL-200, ULTRAPAC-LE [1]. Давление  $p_n$  (фактор  $X_2$ ), приложенное к торцу засыпанной порции порошка, в конце формирования составило 300, 340, 380, 420 МПа. Исследованы две описанные выше схемы деформирования. Стеарат цинка (фактор  $X_4$ ) добавлялся в шихту в количестве 0,5 и 1 % мас. Для построения математических моделей, описывающих зависимости плотности, твердости и прочности изделий от рассмотренных факторов порошкам

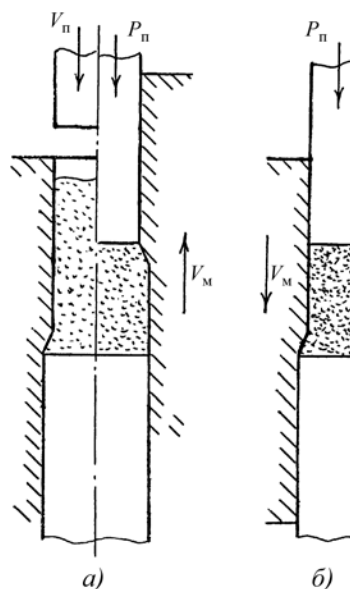


Рис. 8. Схемы формирования порошковой заготовки осевым сжатием с созданием сдвигов слоев материала

(фактор  $X_i$ ) присвоены следующие условные значения уровней: ПЖВ2.160.28 — 0; ПЖРВ2.200.26 — 1; ПЖРВ3.200.26 — 2; ПЖВ4.160.28 — 3; WPL-200 — 4; ULTRAPAC-LE — 5. Механическим схемам деформирования (фактор  $X_i$ ) присвоены условные значения уровней: схема I — 0, схема II — 1.

Построены модели следующего вида:

$$y = b_0 + \sum_{i=1}^4 b_i X_i + \sum_{i=1}^2 b_{ii} X_i^2 + \sum_{i=1}^2 b_{iii} X_i^3 + b_{iiii} X_i^4 + b_{iiii} X_i^5, \quad (1)$$

где индекс  $i$  обозначает номер фактора;  $X_i$  — значение фактора в натуральном масштабе;  $b_0, b_i, b_{ii}, b_{iii}, b_{iiii}, b_{iiii}$  — коэффициенты математических моделей перед свободными членами, факторами, входящими в модель линейно, квадратично, кубически, в четвертой и пятой степенях соответственно.

В результате обработки данных экспериментов определены числовые значения коэффициентов моделей. Значения коэффициентов проверены на их значимость путем сравнения с их доверительными интервалами. Последние определены с использованием квантилей распределения Стьюдента при доверительной вероятности 95 %. Члены, у которых значимость коэффициентов не подтвердилась, из моделей исключены.

Математические модели с сохраненными в них членами, значимость коэффициентов перед которыми подтвердилась, проверены на адекватность с использованием критерия Фишера при доверительной вероятности 99 %. Проведенная проверка подтвердила адекватность построенных математических моделей.

Реализованы опыты по формованию заготовок в соответствии с матрицей плана эксперимента, приведенной в табл. 1.

Таблица 1

План эксперимента в натуральном масштабе

Номер опыта	Марка порошка	Давление формования, МПа	Схема формования	Содержание стеарата цинка, %
1	ПЖВ2.160.28	300	0	0,5
2	ПЖРВ2.200.26	340	0	1
3	ПЖРВ2.200.26	380	0	0,5
4	ПЖВ2.160.28	420	0	1
5	ПЖРВ2.200.26	420	1	0,5
6	ПЖВ2.160.28	380	1	1
7	ПЖВ2.160.28	340	1	0,5
8	ПЖРВ2.200.26	300	1	1
9	ПЖРВ3.200.26	300	0	0,5
10	ПЖВ4.160.28	340	0	1
11	ПЖВ4.160.28	380	0	0,5
12	ПЖРВ3.200.26	420	0	1
13	ПЖВ4.160.28	420	1	0,5
14	ПЖРВ3.200.26	380	1	1
15	ПЖРВ3.200.26	340	1	0,5
16	ПЖВ4.160.28	300	1	1
17	WPL-200	300	0	0,5

Продолжение табл. 1

Номер опыта	Марка порошка	Давление формования, МПа	Схема формования	Содержание стеарата цинка, %
18	ULTRAPAC-LE	340	0	1
19	ULTRAPAC-LE	380	0	0,5
20	WPL-200	420	0	1
21	ULTRAPAC-LE	420	1	0,5
22	WPL-200	380	1	1
23	WPL-200	340	1	0,5
24	ULTRAPAC-LE	300	1	1

Плотности  $\gamma$  формованных образцов были определены делением массы формованного образца, измеренной взвешиванием на лабораторных весах, на объем образца.

Помимо плотности образцов исследовано влияние указанных выше факторов на твердость и прочность этих образцов после их спекания. Формованные образцы спекали в среде водорода при температуре 1150 °С в течение 1 ч.

Твердости образцов по Бринеллю были измерены после спекания образцов с использованием стандартной методики.

### Результаты исследований и их обсуждение

Измеренные плотности образцов в соответствии с номерами опытов, соответствующих номерам в табл. 1, приведены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты измерений плотности образцов

Номер опыта	1	2	3	4	5	6	7	8
$\gamma, \text{ г/см}^3$	5,7	5,77	5,8	6,4	7,15	7,25	7,05	6,9
Номер опыта	9	10	11	12	13	14	15	16
$\gamma, \text{ г/см}^3$	5,8	5,65	5,65	6,34	6,5	7,15	6,75	6,4
Номер опыта	17	18	19	20	21	22	23	24
$\gamma, \text{ г/см}^3$	5,65	6,0	6,05	6,2	7,15	7,3	7,05	7,15

При обработке этих результатов была получена следующая математическая модель для плотности:

$$\gamma [\text{г/см}^3] = 4,7 - 2,38X_1 + 0,031X_2 + 1,066X_3 + 0,368X_4 + 3,95X_1^2 - 2,303X_1^3 + 0,5447X_1^4 - 0,04455X_1^5. \quad (2)$$

При анализе модели (2), чтобы выявить влияние марки порошка, для присвоенных порошкам значений уровней рассчитаны значения величины  $A$  по следующему уравнению:

$$A = -2,38X_1 + 3,95X_1^2 - 2,303X_1^3 + 0,5447X_1^4 - 0,04455X_1^5.$$

Результаты расчета приведены в табл. 3.

При одинаковых давлениях формования плотность образцов из порошка ULTRAPAC-LE выше плотности образцов

Таблица 3

Влияние марки порошка на плотность заготовки

Марка порошка	ПЖВ2.160.28	ПЖРВ2.200.26	ПЖРВ3.200.26	ПЖВ4.160.28	WPL-200	ULTRAPAC-LE
Значение $X_1$	0	1	2	3	4	5
$A$	0	-0,233	-0,094	-0,476	+ 0,112	+ 0,194

из порошков WPL-200 и ПЖВ2.160.28, плотность последних соответственно на 6...7 и 2...3 % выше плотности образцов из порошков ПЖРВ2.200.26 и ПЖРВ3.200.26. Наименьшей плотностью обладают образцы из порошка ПЖВ4.160.28.

Независимо от марки порошка проведение формования по схеме, обеспечивающей значительные сдвиги частиц в заготовке (см. рис. 8, б), позволяет повысить плотность деталей на 1 г/см<sup>3</sup>, т.е. примерно на 15 %.

Анализ модели показывает также, что давление на торце порошковой заготовки (фактор  $X_2$ ) влияет линейно на ее плотность, поскольку значимость коэффициентов  $b_{22}$  и  $b_{222}$  не подтвердилась. Наибольшее влияние на плотность заготовки оказывает схема ее формования (в соответствии с рис. 8). Влияние на плотность содержания стеарата цинка в шихте значительное, примерно такое же, как влияние давления, приложенного к торцу заготовки.

Аналогично построена модель зависимости твердости заготовки по Бринеллю от исследованных факторов. Значения твердости для каждого опыта, номера которых соответствуют номерам в табл. 1, приведены в табл. 4.

Таблица 4

Результаты измерений твердости деталей

Номер опыта	1	2	3	4	5	6	7	8
НВ	36,1	47,4	46,5	50,4	67,8	71,6	54,5	53,8
Номер опыта	9	10	11	12	13	14	15	16
НВ	34,6	30,2	31	43,2	45,5	47,8	47,1	33,4
Номер опыта	17	18	19	20	21	22	23	24
НВ	46,7	82,3	85,6	45	116	68,2	59,1	88,4

Математическая модель для твердости имеет следующий вид:

$$\begin{aligned}
 \text{НВ} = & 271,3 - 0,486X_1 - 2,24X_2 + 14,52X_3 + 11,06X_1^2 + \\
 & + 0,0069X_2^2 - 13,65X_1^3 - 0,0000066X_2^3 + \\
 & + 4,26X_1^4 - 0,38X_1^5.
 \end{aligned} \tag{3}$$

Ранее в результате исследований авторов [1, 8] получена формула, связывающая предел прочности спеченной заготовки из железного порошка с ее твердостью НВ,

$$\sigma_b = 5,449 \text{ НВ} - 192,7. \tag{4}$$

Для порошков WPL-200 и ULTRAPAC-LE эти зависимости приведены фирмой Mannesmann Demag.

С использованием данных зависимостей по значению твердости образца в каждом из опытов (номера которых соответствуют номерам в табл. 1) был определен предел его прочности. Результаты приведены в табл. 5. Для каждого опыта в табл. 5 приведены два значения предела прочности, поскольку для каждого опыта были изготовлены по два образца.

Таблица 5

Пределы прочности образцов для каждого из опытов

Номер опыта	1	2	3	4	5	6	7	8
$\sigma_b$ , МПа	65	77	94	121	211	223	193	168
	59	71	85	119	197	213	187	164
Номер опыта	9	10	11	12	13	14	15	16
$\sigma_b$ , МПа	52	42	52	109	171	196	165	117
	48	36	46	103	175	188	161	107
Номер опыта	17	18	19	20	21	22	23	24
$\sigma_b$ , МПа	69	202	214	128	390	227	199	332
	63	186	206	126	366	223	197	320

Получена следующая математическая модель для предела прочности образца:

$$\begin{aligned}
 \sigma_b [\text{МПа}] = & 115,31 - 138,31X_1 - 94,74X_2 + 112,83X_3 + \\
 & + 12X_4 + 236,75X_1^2 + 0,0264X_2^2 - 144,1545X_1^3 - \\
 & - 0,000023X_2^3 + 34,45X_1^4 - 2,754X_1^5.
 \end{aligned} \tag{5}$$

Для выявления влияния типа порошка на предел прочности образца для присвоенных порошкам условных значений уровней была рассчитана величина  $B = -138,31X_1 + 236,75X_1^2 - 144,1545X_1^3 + 34,45X_1^4 - 2,754X_1^5$ . Результаты расчета приведены в табл. 6.

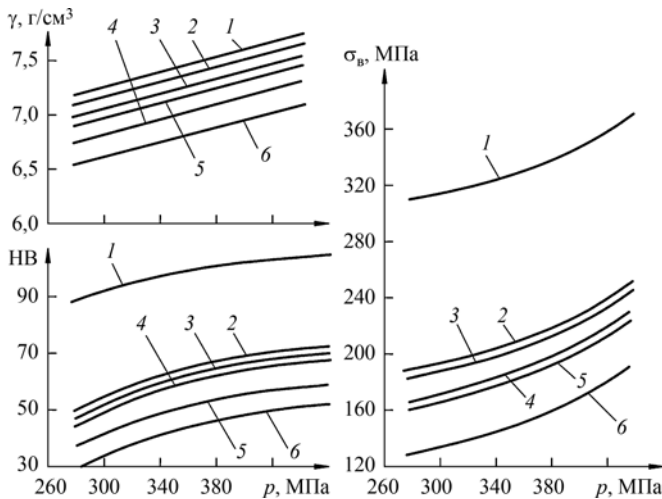
Таким образом, наибольший предел прочности при остальных равных условиях достигается на порошке ULTRAPAC-LE, наименьший — на порошке ПЖВ4.160.28.

На рис. 9 приведены графики для плотности, твердости по Бринеллю и предела прочности после спекания для заготовки, формованной по схеме, показанной на рис. 8, а. Графики построены в зависимости от давлений, приложенных к

Таблица 6

Влияние марки порошка на прочность заготовки

Марка порошка	ПЖВ2.160.28	ПЖРВ2.200.26	ПЖРВ3.200.26	ПЖВ4.160.28	WPL-200	ULTRAPAC-LE
Значение $X_1$	0	1	2	3	4	5
$B$	0	-14	-19,9	-55,5	+ 6,64	+ 129,45



**Рис. 9.** Зависимости плотности  $\gamma$ , твердости НВ и предела прочности образца после его спекания от давлений на торце порошкового образца, формируемого с его перемещением из участка полости матрицы с диаметром 32 мм в участок с диаметром 36 мм (см. рис. 8, а): 1 — ULTRAPAC-LE; 2 — WPL-200; 3 — ПЖВ2.160.28; 4 — ПЖРВ2.200.26; 5 — ПЖРВ3.200.26; 6 — ПЖВ4.160.28

торцу заготовки перед началом обжатия с большего диаметра на меньший при 1%-м содержании стеарата цинка в порошковой шихте.

Твердость и предел прочности заготовок наиболее зависят от марки порошка: порошок ULTRAPAC-LE имеет существенное преимущество перед нелегированными порошками, однако схема деформирования тоже вносит существенный вклад, изменяя достигаемый предел прочности в среднем на 50 %.

**Выводы**

Предел прочности образцов из порошка ULTRAPAC-LE соответственно в 2...2,4 раза и в 1,5...1,7 раза выше предела прочности образцов из ПЖВ4.160.28 и ПЖВ2.160.28. Образцы из порошка ПЖВ2.160.28 незначительно уступают по прочности образцам из WPL-200, и их предел прочности превышает на 6...10 % предел прочности образцов из ПЖРВ2.200.26 и ПЖРВ3.200.26.

Проведенные исследования показали, что независимо от марки порошка для достижения высоких плотности, твердости и прочности заготовок порошковых деталей целесообразно применять механические схемы уплотнения порошковой шихты, предусматривающие большие сдвиги между частицами, при этом плотность заготовок повышается в среднем на 10...12 %, а предел прочности — примерно в 2 раза.

Кривые, приведенные на рис. 9, позволяют провести пере-

счет результатов проведенных исследований по формированию порошковых деталей на другие марки железных порошков. Это позволяет проводить лабораторные исследования на порошке одной из рассмотренных марок, а для других марок результаты пересчитать с использованием графиков, приведенных на рис. 9, или с помощью математических моделей (2), (3), (5).

Поскольку на графиках, приведенных на рис. 9, расстояния между кривыми и углы наклона касательных к ним является постоянными вне зависимости от давления на порошковый образец, изменение плотности, твердости и предела прочности образца, связанное с заменой марки порошка, не зависит от давления формирования.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. **Технология** конструкционных материалов: Учебник для студентов машиностроительных специальностей вузов / А.М. Дальский, Т.М. Барсукова, А.Ф. Вязов и др. / Разд. 3. Обработка металлов давлением / А.М. Дмитриев, И.Г. Кременский. М.: Машиностроение, 2005. С. 59—128.
2. **Практическое** использование изменения механических характеристик конструкционных углеродистых сталей при холодной объемной штамповке / А.М. Дмитриев, Ф.В. Гречников, Н.В. Коробова, Н.С. Толмачев // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2014. № 4 (31). С. 41—44.
3. **Дмитриев А.М., Коробова Н.В., Толмачев Н.С.** Экспериментальная проверка результатов компьютерного моделирования напряжений на элементе деформирующего инструмента // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2014. № 2 (29). С. 44—49.
4. **Сосенушкин Е.Н., Овечкин Л.М., Сосенушкин А.Е.** Совершенствование процессов интенсивной пластической деформации // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2012. № 1 (18). С. 22—25.
5. **Сосенушкин Е.Н.** Развитие систем пластического деформирования // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2010. № 1 (9). С. 30—38.
6. **Влияние** обработки давлением на микроструктуру и качество изделий из высокопрочного чугуна / Е.Н. Сосенушкин, А.С. Пономарев, А.Э. Артез, В.Н. Климов // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2011. № 3 (15). С. 115—120.
7. **Сосенушкин Е.Н.** Штамповка кристаллизующегося металла // Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2010. № 2 (10). С. 12—20.
8. **Ковка** и штамповка: Справочник. В 4 т. Т. 3. Холодная объемная штамповка. Штамповка металлических порошков / под ред. А.М. Дмитриева; под общ. ред. Е.И. Семенова. М.: Машиностроение, 2010. 352 с.
9. **Дмитриев А.М., Коробова Н.В., Петров М.Д.** Разработка технологии производства корпуса гидроцилиндра из железного порошка / Вестник МГТУ "СТАНКИН". 2014. № 1 (28). С. 54—58.
10. **Научные** технологии в машиностроении / А.Г. Сулов, Б.М. Базров, В.Ф. Безъязычный и др.; под ред. А.Г. Сулова. 528 с. / Гл. 3. Научные технологии при производстве заготовок обработкой давлением / В.А. Демин, А.М. Дмитриев, В.Н. Субич, Н.А. Шестаков. М.: Машиностроение, 2012. С. 68—114.
11. **Дмитриев А.М., Гречников Ф.В., Коробова Н.В.** Специализированные прессы для обработки материалов давлением и их технологическое применение. Самара: Изд-во СГАУ, 2009. 104 с.
12. **Специальные** технологические процессы и оборудование обработки давлением / В.А. Голенков, А.М. Дмитриев, В.Д. Кухарь и др. М.: Машиностроение, 2004. 464 с.

ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромьинский пер., 4.

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru.

Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96; факс: (499) 269-48-97.

Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Беликова Е.И. Корректор Сажина Л.И.

Сдано в набор 04.03.2015 г. Подписано в печать 16.04.2015 г. Формат 60x88 1/8. Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Отпечатано в ООО "Канцлер", 15008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49

Оригинал-макет: ООО "Авансд солошнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: www.aov.ru