

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 17  
2021  
№ 9 (201)  
сентябрь

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

**Редакционный совет:**

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.  
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.Е. ГРОМОВ, д.ф.-м.н., проф.

С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.

Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.

В.П. КУЗНЕЦОВ, 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.В. СЛЕПЦОВ, 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.

Ян СУХАНЭК

Мариан СЧЕРЕК

Войтек ХОМИК

**Редакция:**

А.В. ОРЛОВА

С.В. ЧЕРНЫЙ

## СОДЕРЖАНИЕ



### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Головкин П.А., Рубахин М.Л., Милутинович М.М. Повышение качества прутков из специального сплава системы медь — никель — кремний ..... 387

Дмитриев А.М., Коробова Н.В. Влияние формы зерен и их преимущественной ориентации на достигаемую плотность и прочность порошковых заготовок ..... 392



### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Бутенко В.И., Пастухов Ф.А. Формирование показателей качества плоских поверхностей деталей машин при обкатке их упрочняющим роликом ..... 401

Мокрицкий Б.Я., Мокрицкая Е.Б. Лезвийная обработка упрочненных материалов. Часть 1. Управление обработкой материалов, упрочненных при статико-импульсном нагружении ..... 405



### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Краснова Е.В., Моргунов Ю.А., Саушкин Б.П. Микрогеометрия поверхности изделий электронно-лучевого аддитивного производства. Селективное электронно-лучевое плавление ..... 408



### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Яковлев С.А., Курдюмов В.И., Глущенко А.А., Сотников М.В., Петряков С.Н. Обеспечение самозатачивающих режущих частей рабочих органов сельскохозяйственной техники точечной электромеханической обработкой ..... 419



### УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ

Гадалов В.Н., Губанов О.М., Ворначева И.В., Петренко В.Р., Макарова И.А. Обзор композиционных металлополимеров, упрочненных нано- и ультрадисперсными частицами ..... 424

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 по группам научных специальностей: 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; 05.02.08 – Технология машиностроения; 05.05.03 – Колесные и гусеничные машины; 05.05.06 – Горные машины; 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; 05.16.05 – Обработка металлов давлением; 05.16.06 – Порошковая металлургия и композиционные материалы, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу "Пресса России" 39269) или в издательстве.  
Тел.: (499) 269-52-98,  
268-47-19.  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Роскомнадзоре.  
Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-63956 от 09.12.2015 г.

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 17  
2021  
№ 9 (201)  
September

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. BEZYAZHCHNYI

**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  
V.P. BALKOV  
V.M. BASHKOV  
A.I. BELIKOV  
A.I. BOLDYREV  
S.N. GRIGORIEV  
V.E. GROMOV  
S.A. KLIMENKO  
N.K. KRIONI  
V.P. KUZNETSOV  
V.A. LEBEDEV  
V.V. LYUBIMOV  
E.D. MAKARENKO  
B.Ya. MOKRITSKY  
F.I. PANTELEENKO  
H.M. RAKHIMYANOV  
B.P. SAUSHKIN  
V.V. SLEPTSOV  
V.P. SMOLENTSEV  
A.M. SMYSLOV  
G.A. SUKHOCHEV  
V.P. TABAKOV  
V.A. SHULOV  
M.L. KHEIFETS  
Jan SUCHANEK  
Marian SZCZEREK  
Wojciech HOMIK

**Edition:**

A.V. ORLOVA  
S.V. CHERNY

## CONTENTS



### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

**Golovkin P.A., Rubakhin M.L., Milutinovich M.M.** Improving the quality of bars from special alloy of the copper—nickel—silicon system ..... 387

**Dmitriev A.M., Korobova N.V.** Influence of the grain shape and their preferred orientation on the achievable density and strength of powder billets ..... 392



### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

**Butenko V.I., Pastukhov Ph.A.** Formation of quality indicators for flat surfaces of machine parts when running them with a reinforcing roller ..... 401

**Mokritsky B.Ya., Mokritskaya E.B.** Blade processing of hardened materials. Part 1. Control of processing of materials hardened under static-pulse loading ..... 405



### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

**Krasnova E.V., Morgunov Yu.A., Saushkin B.P.** Microgeometry of the surface of electron beam additive manufacturing products. Selective electron beam melting ..... 408



### PROCESSING BY COMBINED METHODS

**Yakovlev S.A., Kurdyumov V.I., Gluschenko A.A., Sotnikov M.V., Petryakov S.N.** Providing self-sharpening of the cutting parts of working bodies of agricultural machinery by point electromechanical processing ..... 419



### STRENGTHENING NANOTECHNOLOGY

**Gadalov V.N., Gubanov O.M., Vornacheva I.V., Petrenko V.R., Makarova I.A.** Review of composite metal polymers reinforced with nano- and ultra-dispersed particles ..... 424

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 according to groups of science specialty: 05.02.07 – Technology and equipment of mechanical and physical-technique processing; 05.02.08 – Mechanical-engineering technology; 05.05.03 – Wheeled and crawler machines; 05.05.06 – Mining machines; 05.16.01 – Metal science and heat treatment of metals and alloys; 05.16.05 – Metal pressure treatment; 05.16.06 – Powder metallurgy and composite materials,  
Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform

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

Journal is registered by Roskomnadzor. The certificate of registration ПИ № ФС 77-63956. 09.12.2015



П.А. Головкин, канд. техн. наук (АО "Плутон", г. Москва),  
М.Л. Рубахин, М.М. Милутинович (ООО "Медар-Сервис", г. Москва)  
E-mail: p.golovkin@pluton.msk.ru

## Повышение качества прутков из специального сплава системы медь—никель—кремний

*Проанализированы возможности повышения качества специального износостойкого и жаропрочного сплава МНК системы медь — никель — кремний, применяемого в производстве электровакуумных приборов специального назначения.*

**Ключевые слова:** электровакуумные СВЧ-приборы, сплав МНК, вакуумная плавка, дегазация, раскисление, газовые поры, деформация слитка, кованный пруток, термическая обработка, дефекты, микроструктура, вакуумная плотность.

*Possibilities of improving the quality of a special wear-resistant and heat-resistant alloy Cu—Ni—Si of the copper — nickel — silicon system used in the production of special-purpose electro-vacuum devices are analyzed.*

**Keywords:** electro-vacuum microwave devices, Cu—Ni —Si alloy, vacuum melting, gas removal, deoxidation, gas pores, ingot deformation, forged bar, heat treatment, defects, microstructure, vacuum density.

### Общие положения

В производстве сверхвысокочастотных электровакуумных приборов специального назначения, разработчиком и производителем которых в РФ является АО "Плутон" (предприятие основано в 1929 г.), находят применение уникальные сплавы и материалы, в том числе сплав МНК [1].

Входящая в состав сплава медь обеспечивает повышенную вязкость материала, никель — его жаропрочность, а кремний — твердость и износостойкость. Особую роль могут играть содержащиеся в твердом растворе примеси, особенно малорастворимые (см. таблицу), при повышенном содержании резко ухудшающие прочностные свойства и вакуумную плотность получаемых деталей [2, 3].

### Влияние примесей и газовыделения на вакуумную плотность сплава МНК

Общим требованием к деталям этих приборов является вакуумная плотность и отсутствие газовой выделенности в процессе эксплуатации при температурах рабочей зоны, достигающих в аппаратуре накального типа 400 °С, а в период настрой-

ки и испытаний даже выше. В процессе работы электровакуумных СВЧ-приборов (до 10 000 ч), на протяжении гарантийного срока эксплуатации (до 15 лет) в их рабочей зоне должен обеспечиваться вакуум не хуже  $6,5 \cdot 10^{-5}$  Па [3]. Поэтому к применяемым для изготовления приборов материалам предъявляются особые требования в части химической чистоты и вакуумной плотности.

Важно, что содержащиеся в медной основе примеси и их эвтектики могут отличаться крайне малой растворимостью, образуя локальные скопления в зоне пор и границ зерен. Так, локальная концентрация висмута может достигать 20 % при содержании в общем объеме менее  $3 \cdot 10^{-4}$  % [4]. В результате в процессе механической обработки деталей происходит их хрупкое разрушение по границам зерен (рис. 1). Аналогично негативную роль играют примеси свинца с предельной растворимостью до 0,3 % при 600 °С, однако эти примеси не образуют замкнутых зернограничных прослоек, обособляясь по границам зерен в виде цепочек изолированных включений. Кислород и водород провоцируют развитие газовой пористости (рис. 2) по механизму образования паров воды [4], и образующиеся поры становят-

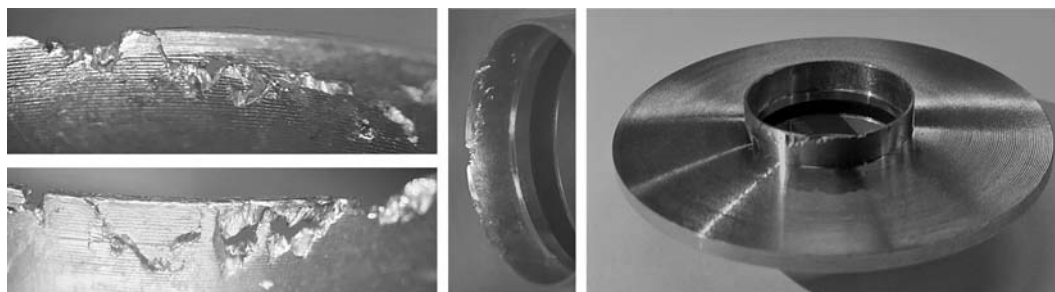


Рис. 1. Разрушение по границам зерен детали типа "тарелка" в процессе точения

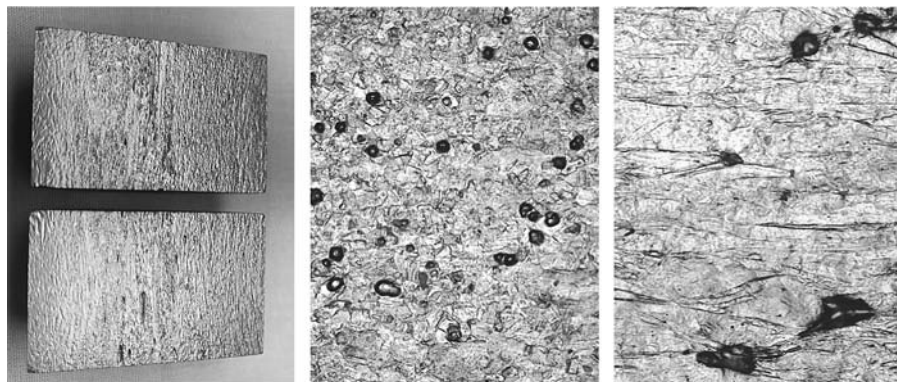


Рис. 2. Поры в прутке, образовавшиеся в результате неправильной дегазации

Химический состав сплава МНК, % мас., не более [1]

Медь	Никель	Кремний	Углерод	Железо	Марганец	Магний	Фосфор
Основа	3,9...4,3	0,8...1,1	0,05	0,02	0,001	0,003	0,01
Сера	Висмут	Сурьма	Мышьяк	Свинец	Цинк	Кислород	Σ примесей
0,002	0,001	0,001	0,001	0,002	0,005	0,006	0,1

ся концентраторами различных газов и твердых примесей.

Важно, что легкоплавкие эвтектики висмут — свинец  $\text{BiPb}$  и медь — висмут  $\text{CuBi}$  обладают температурами плавления соответственно 124 и 271,44 °С [4], находящимися в пределах рабочих температур деталей электровакуумных приборов [5]. То же относится и к расположенным по границам зерен легкоплавким примесям  $\text{Se}$  и  $\text{Te}$ , образующих селенид и теллурид меди, с температурой конгруэнтного плавления теллурида меди  $\text{CuTe}$  367 °С [6] и эвтектики  $\text{SeTe}$  220...453 °С [7].

Это значит, что выделение селена и теллура в рабочем диапазоне температур СВЧ-приборов может существенно повлиять на стабильность их работы. Что касается цинка, то он хорошо растворим в меди, и при малом содержании не образует легкоплавких эвтектик. Аналогичное воздействие оказывают примеси и на никель, являющийся основным легирующим компонентом сплава МНК. Содержание кислорода и других неуказанных

примесей определяется качеством применяемых для приготовления расплава материалов и не рассматривается в рамках данного исследования. Понятно, что чем крупнее зерно, тем больше негативное воздействие примесей как на слиток, так и на готовый пруток.

Примеси резко снижают прочность материала получаемых деталей и нарушают работу электровакуумных приборов, загрязняя их рабочую зону [4, 7]. Интенсивность газовыделения в вакуумной зоне приборов определяется не только наличием нарушающих герметичность дефектов, но и интенсивностью диффузии в материале. При увеличении температуры, начиная от комнатной, на каждые

10...15 °С коэффициент диффузии возрастает примерно вдвое [8].

Если средние значения самодиффузии в зернах металлов по принципу замещения составляют  $1 \cdot 10^{-17} \text{ м}^2/\text{с}$  при температуре на 200...500 °С ниже точки плавления, то для атомов внедрения эти показатели выше в  $10^3 \dots 10^4$  раз [8], что описывается законом Фика. В то же время диффузионное перемещение атомов по границам зерен происходит в 100...1000 раз активнее [9]. Поэтому измельчение зерен путем термической и деформационной обработки способствует замедлению диффузионных процессов и связанному с ними газовыделению. Термическая стабилизация уменьшает удельную поверхностную энергию материала деталей (приходящуюся на единицу площади поверхности) ввиду некомпенсированности полей межмолекулярных сил на межфазных поверхностях [5].

Анализ производственной практики показывает, что эффективным и при этом малозатратным способом повышения качества металлических ма-

териалов является изменение их структуры с помощью специальных ковочных операций [10]. Среди них следует выделить различные приемы свободнойковки, сформулированные в ПИ 1.2.085—78 [11], безотносительно марок материалов. И конечно, необходимо уменьшать содержание в металлическом материале растворенных газов, прежде всего кислорода [4], и не допускать образование ими газовых пор в процессе падения растворимости [12] при кристаллизации расплава.

### Ограничение порообразования в слитке и выбор режимов его деформации

Известно, что даже при использовании закрытой плавки с глубиной вакуума не хуже  $10^{-4}$  Па [13], для недопущения образования газовых пор во время падения растворимости [14] в процессе кристаллизации, расплав должен быть подвергнут дегазации и раскислению.

При этом для получения беспористого слитка температура перегрева расплава должна быть минимальной (температура плавления сплава составляет  $1070\text{ }^{\circ}\text{C}$  [2]), поскольку сильный перегрев приводит к значительному испарению легирующих компонентов [14] и провоцирует формирование нежелательных примесных фаз [12]. Неправильная дегазация вызывает появление неприемлемых по размеру пор, достигающих нескольких миллиметров в сечении, при этом пространство между ними также заполнено множеством более мелких пор (см. рис. 2).

Перед разливкой необходимо проводить подстуживание расплава, контролируемое визуально через смотровое окно вакуумной печи. Когда от трети до половины диаметра тигля покроется застывшей "корочкой" расплава, можно осуществлять его разливку [13].

Перед подстуживанием и разливкой расплав должен быть раскислен и модифицирован мишметаллом на основе лантана и цезия, являющимися модификаторами первого рода [12, 13], в количестве  $0,25\text{...}0,3\%$  от массы расплава [2]. При этом

находящийся в расплаве кислород будет частично связан раскислителем и выведен из расплава в виде всплывающего неиспаряющегося шлака [12, 13]. В результате порообразование в процессе падения растворимости газов в затвердевающем расплаве ограничивается.

Время нахождения раскислителя в расплаве должно быть подобрано так, чтобы он успел в нужной степени раствориться, однако не успел из него испариться, чему будет способствовать перемешивание расплава [13, 14]. Если раскислитель не успеет в полной степени раствориться, в слитке будут иметь место крупные каверны, далее переходящие в прутки. Другим дефектом, вызванным неправильным раскислением и перегревом расплава, могут стать межзеренные расслоения, вызванные формированием недопустимого количества легкоплавких фаз (рис. 3).

Положительно влияет добавка церия. Даже в количестве  $0,1\%$  мас. он эффективно связывает легкоплавкие примеси висмута, свинца, сурьмы и т.д. с получением тугоплавких соединений  $\text{CePb}$ ,  $\text{Ce}_2\text{Pb}$ ,  $\text{BiCe}_3$ ,  $\text{BiCe}$ , имеющих температуру плавления, значительно превышающую рабочие температуры медных деталей электровакуумных приборов [22].

Добавки мишметалла настолько качественно очищают границы зерен от хрупких и легкоплавких примесей, что пластичность модифицированной таким образом меди превышает пластичность чистой меди, улучшая ее электро- и температуропроводность [22].

В качестве дополнительного раскислителя и при этом эффективного модификатора второго рода [12, 13] может быть применен цирконий. Помимо измельчения зерна он дополнительно придает получаемому материалу положительные свойства циркониевых бронз в части пластичности, улучшенной обрабатываемости резанием и пониженного электросопротивления [8]. Поскольку растворимость водорода в церии, лантане и цирконии в  $\approx 10^3$  и  $\approx 10^5$  раз превышает растворимость

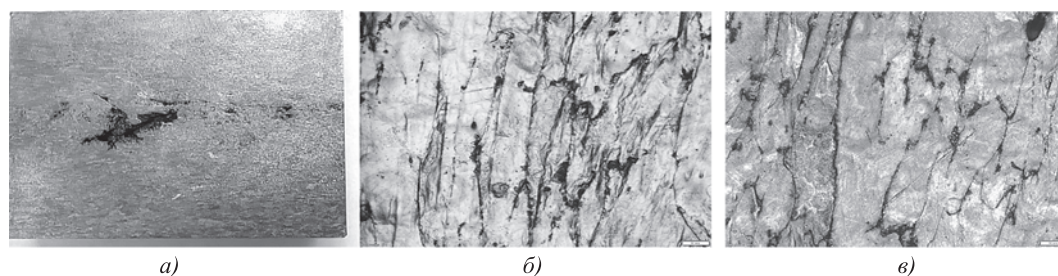


Рис. 3. Каверна (а) и межзеренные расслоения материала на фоне мелких пор (б, в), вызванные нерастворившимся раскислителем,  $\times 100$



в никеле и меди, они хорошо снижают остаточное содержание водорода [15]. При этом небольшое количество вводимых редкоземельных металлов и их частичное выгорание удерживают химический состав материала в пределах требований ТУ [1].

Следующим шагом в обеспечении качественной структуры прутков являются деформация и термическая обработка материала слитка. В настоящее время прутки из сплава МНК обычно изготавливают путем поперечно-винтовой прокатки (ПВП) либоковки, как экономически наиболее доступных способов. ПВП прутков обеспечивает высокую производительность и стабильное качество поверхности, однако отличается тем, что прокатываемая заготовка имеет сильный разброс температур по длине, а схема обжатия провоцирует образование зоны разрыхления в центре сечения получаемого прутка, и больше подходит для изготовления труб [16, 17].

Характерно, что эти поры не могут быть залечены в процессе ПВП, что видно по рис. 2 и 3. Даже в случае получения непористой структуры применение ПВП чревато образованием зон разрыва деформационных скоростей, как следствие — неоднородностью структуры (рис. 4). В данном случае имеет место соседство перегретой рекристаллизованной и мелкозернистой деформированной структур, неоднократно сменяющих друг друга по типу "гармошки". Получению такого рода дефектной структуры может способствовать и печной, а не индукционный нагрев заготовки под прокатку, приводящий к существенной разнице температур при прокатке материала "горячего" и "холодного" ее концов. Перегретая рекристаллизованная структура характеризуется крайне низкой твердостью материала, составляя в минимуме 50...55 НВ, и неудовлетворительной обрабатываемостью резанием.

В то же время распределение напряжений и деформаций в процессе свободнойковки и протяжки заготовок на прутковый сортамент иное и характе-

ризуется формированием ковочного креста [18]. При протяжке по схеме квадрат → квадрат → круг, это обеспечивает необходимую проработку всего сечения заготовки, в том числе ее центральной части, являющейся потенциально наиболее дефектной в части возможных пор и ликвационной неоднородности. В результате обеспечивается показатель удовлетворительной твердости 110...120 НВ.

Для снижения ликвационной и структурной неравномерностей и уменьшения концентрации пор в центре слитка целесообразна разливка металла в изложницу плоского прямоугольного профиля. Применение такой изложницы обеспечивает широкий фронт кристаллизации расплава, как следствие — уменьшает прямую и обратную ликвацию, в меньшей степени провоцирует образование пор в слитке.

Опыт показывает, что очищенный от поверхностных загрязнений и хрупкой окисленной корочки слиток следует гомогенизировать при температуре 830 °С в течение 15 ч с охлаждением на воздухе. Получаемый плоский слиток разрезали на четыре равные по массе части, которые далее ковали по схеме 2 ВИАМ [11] с нагрева до 930 °С с двумя подогревами — в черновой прутки диаметром  $d = (53 \pm 2)$  мм под дальнейшую проточку  $d = 45$  мм. При этом для каждой следующей проковки температуру нагрева заготовок целесообразно понижать на 30...50 °С, завершая процесс проковки при температуре 820...830 °С. Типичная структура кованных прутков с размером зерна 70...100 мкм показана на рис. 4.

Для уменьшения химической неоднородности и снятия напряжений после ковочного нагрева заготовки целесообразно подвергать закалке в воде, и после вылеживания в течение 12 ч — упрочняющему старению при температуре 500 °С в течение 3 ч [2] с охлаждением вместе с печью. После закалки материал заготовки отличается

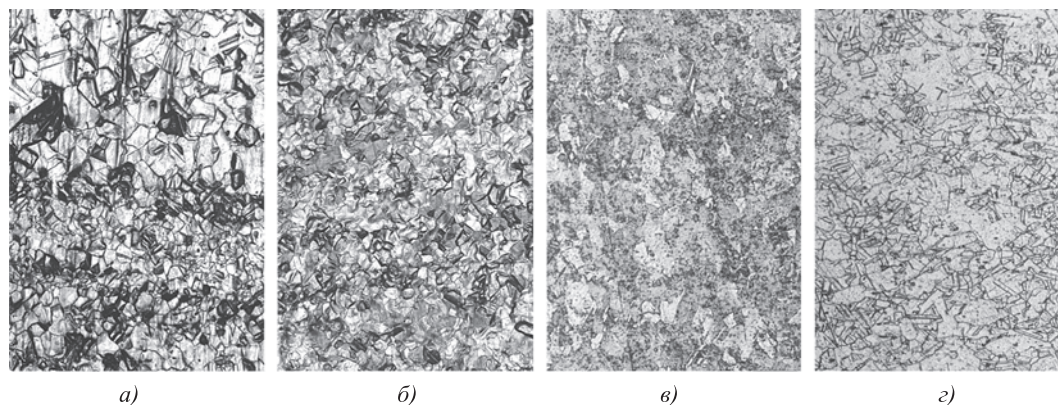


Рис. 4. Долевая структура катаного (а) и кованого (б) прутка, она же после закалки в воду (в) и после закалки и искусственного старения при 500 °С (з),  $\times 100$

малой твердостью (в пределах 80...85 НВ) и плохо обрабатывается резанием. При отсутствии в составе сплава циркония твердость после закалки снижается до 70 НВ.

Старение обеспечивает получение характерной структуры с двойниками отжига и при наличии циркония увеличивает твердость материала более чем вдвое, до 210...220 НВ, при его отсутствии — до 170...180 НВ. При этом термообработка мало влияет на размер зерна, составляющего, как и послековки, 70...100 мкм (см. рис. 3).

Таким образом, отработан процесс получения ненаправленной мелкозернистой структуры прутков из сплава МНК, в нужной степени соответствующей требованиям к материалам электровакуумных приборов как по вакуумной плотности, так и по остаточному содержанию газов и примесей. Путем последовательной корректировки применения раскислителей и модификаторов, режима и времени дегазации, формы изложницы, формы и размера заготовок под деформацию, применения сложных схемковки и далее закалки и старения обеспечивается заданный результат.

### Выводы

1. С учетом требований по ограничению газовой выделению в рабочей полости электровакуумных приборов и недопущению выделения по границам зерен легкоплавких примесей и их эвтектик, необходимо обеспечивать минимальный разброс химического состава и ограничивать размер зерна получаемого материала. Помимо этого целесообразно получение ненаправленной структуры материала, как обеспечивающей минимальный риск потери вакуумной плотности готовых деталей.

2. Для ограничения локальной концентрации нежелательных примесей помимо мишметалла в качестве раскислителя целесообразно применять способствующий измельчению зерен цирконий, также придающий материалу слитка положительные свойства циркониевых бронз. Для получения более равномерных структуры и химического состава слитка следует обеспечивать широкий фронт кристаллизации расплава, чего можно достичь с использованием плоских прямоугольных изложниц.

3. Для залечивания возможных газовых пор и ограничения ликвационной неоднородности целесообразно проведение гомогенизации прямоугольного плоского слитка при 830 °С в течение 15 ч. Далее для получения черного прутка диаметром 52 мм необходимо проводить всестороннюю ковку слитка с нагрева до 820...830 °С и далее закалку поковок в воде с температуры деформации. После

вылеживания в течение 12 ч трехчасовое упрочняющее старение при 500 °С с охлаждением с печью обеспечивает твердость металлического материала 210...220 НВ, размер зерна в пределах 70...100 мкм и хорошую обрабатываемость резанием.

4. Проведение комплекса перечисленных воздействий на металлический материал обеспечивает необходимый для изготовления специальных СВЧ-излучателей уровень его вакуумной плотности, конструктивной прочности и технологичности.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Яе0.021.036 ТУ** Прутки из сплава марки МНК вакуумной плавки. Технические условия. М.: п/я 4315, 1981. 9 с.
2. **Металлы** и сплавы для электровакуумных приборов / А.С. Гладков и др., под общ. ред. А.И. Шокина. М.: Энергия, 1969. 600 с.
3. **Черепнин Н.В.** Вакуумные свойства материалов для электронных приборов. М.: Советское радио, 1966. 352 с.
4. **Ватрушкин Л.С., Осинцев В.Г., Козырев А.С.** Бескислородная медь. М.: Металлургия, 1982. 192 с.
5. **Коваленко В.Ф.** Теплофизические процессы и электровакуумные приборы. М.: Советское радио, 1975. 216 с.
6. **Сучков Д.И.** Медь и ее сплавы. М.: Металлургия, 1966. 248 с.
7. **Чижиков Д.М., Счастливый В.П.** Селен и селениды. М.: Наука, 1964. 320 с.
8. **Пикунов М.В., Десипри А.И.** Металловедение: учебное пособие для техникумов. М.: Металлургия, 1980. 256 с.
9. **Бокштейн Б.С., Капецкий Ч.В., Швиндлерман Л.С.** Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
10. **Головкин П.А.** Повышение качества деталей из бескислородной меди для электровакуумных приборов СВЧ-диапазона // Технология машиностроения. 2020. № 5. С. 34—41.
11. **ПИ 1.2.085-78** Ковка и штамповка деформируемых алюминиевых сплавов. М.: ВИАМ, 1978. 17 с.
12. **Газы** в цветных металлах и сплавах / Д.Ф. Чернега и др. М.: Металлургия, 1982. 176 с.
13. **Линчевский Б.В.** Вакуумная индукционная плавка. М.: Металлургия, 1975. 240 с.
14. **Мальцев М.В.** Модифицирование структуры металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1964. 214 с.
15. **Свойства** и применение металлов и сплавов для электровакуумных приборов: справочное пособие / Р.Т. Андреева и др., под ред. Р.А. Нилендера. М.: Энергия, 1973. 336 с.
16. **Теория** прокатки: справочник / А.И. Целиков и др. М.: Металлургия, 1982. 335 с.
17. **Тетерин П.К.** Теория поперечно-винтовой прокатки. М.: Металлургия, 1971. 368 с.
18. **Сторожев М.В., Попов Е.А.** Теория обработки металлов давлением. М.: Машгиз, 1957. 324 с.
19. **Мальцев М.В.** Металлография тугоплавких, редких и радиоактивных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1971. 488 с.

А.М. Дмитриев, д-р техн. наук, чл.-корр. РАН, Н.В. Коробова, д-р техн. наук  
(Московский государственный технологический университет "Станкин")  
E-mail: mt-6@yandex.ru

## Влияние формы зерен и их преимущественной ориентации на достигаемую плотность и прочность порошковых заготовок

Проанализирована достигаемая плотность заготовок при всестороннем статическом сжатии уплотняемого железного порошка. Описаны схемы формования заготовок со сдвигом частиц порошка, в том числе при магнитно-импульсной обработке порошка и формуемой заготовки. Приведена математическая модель ориентации частиц железного порошка в цилиндрических заготовках, формованных с интенсивными сдвигами между частицами. Рекомендованы рациональные углы ориентации частиц при изготовлении цилиндрических деталей с равномерно распределенными свойствами в поперечном сечении или с наибольшей прочностью вблизи внешней поверхности.

**Ключевые слова:** порошки на железной основе, заготовки порошковые высокоплотные, ориентация зерен при формовании, качество спеченных заготовок, магнитно-импульсная обработка.

*The achievable density of the workpieces under all-round static compression of the compacting iron powder is analyzed. The schemes of forming billets with a shift of powder particles are described, including during magnetic-pulse processing of the powder and the billet being formed. A mathematical model of the orientation of iron powder particles in cylindrical billets molded with intense shears between the particles is presented. Rational angles of orientation of particles are recommended in the manufacture of cylindrical parts with uniformly distributed properties in the cross section or with the greatest strength near the outer surface.*

**Keywords:** iron-based powders, high-density powder billets, grain orientation during molding, quality of sintered billets, magnetic pulse processing.

### Введение

Целесообразность производства деталей из порошковых материалов на железной основе обоснована их технико-экономическими характеристиками, отвечающими требованиям к особым свойствам и условиям эксплуатации изготавливаемых деталей. Характеристики порошков, их названия и сведения об основных нормативных документах приведены в работе [1]. Современными способами производства железных порошков является распыление расплава железа воздухом или водой или восстановление железа из окалины и его дробление. Согласно ГОСТ 9849—86 железные порошки в зависимости от способа производства маркируют соответственно как ПЖРх.ххх.хх и ПЖВх.ххх.хх, где "х" — числовые обозначения конкретных параметров и свойств порошка. Кроме того, если расплав был распылен водой, первая из приведенных маркировок расширяется до ПЖРВх.ххх.хх: порошки железные по ТУ14-1-5365—98.

При изготовлении порошка распылением железный слиток расплавляют и падающие в глубокую шахту капли распыляют воздушными или водяными струями. Внизу шахты частицы порошка оседают на охлаждаемый стальной лист. В порошках, полученных распылением, частицы

имеют форму, близкую к сферической, и разброс их размеров незначительный.

При изготовлении порошка восстановлением сырьем служит очищенная от примесей окалина, образующаяся при прокате низкоуглеродистой стали, восстановителем — термоштыб, представляющий собой мелкие отходы, образующиеся при производстве термоантрацита. В работе [2] этот компонент отнесен к группе восстановителей под общим названием *твердый углерод*. Частицы у порошков, полученных восстановлением из окалины, существенно неравноосные, края частиц неровные, их поверхность пористая.

Из-за этих различий при использовании порошков необходимо учитывать технологическую наследственность [3], связанную с методом получения порошка. Физико-механические характеристики материалов из порошков, полученных распылением, — более стабильные [1], что объясняется меньшим содержанием вредных примесей.

Наилучшее качество при изготовлении порошковых деталей обеспечивает горячая изостатическая штамповка в газостатах [4], осуществляемая в газовой среде аргона [5]. Особенностью газостатической штамповки является необходимость помещения порошка в оболочку. В целом обработка для уплотнения порошков в газостатах многоопе-



рациональная, продолжительная по времени и энергоемкая.

В настоящей статье авторы рассматривают процессы формования порошковых заготовок на прессах. При такой обработке горячая штамповка [1] приводит к окислению не только поверхности формуемой заготовки, но и поверхностей отдельных зерен порошка. Поэтому здесь рассматривается холодное формование порошковых заготовок.

Технологический процесс производства деталей из порошков на железной основе, помимо формообразующих операций, включает в себя подготовку порошков для формования деталей [1]. Выбранные для штамповки порошки предварительно подвергают просеиванию, перемешиванию и усреднению. Просеивание через сита позволяет разделить исходный порошок на фракции, содержащие мало различающиеся по размерам частицы.

Перемешивание применяется для подготовки порошковой шихты, из которой формуют заготовки деталей. Шихта, помимо железного порошка-основы, может содержать металлические порошки, предназначенные для легирования порошковой стали на этапе последующего спекания. Независимо от других добавок, шихта всегда содержит порошок, предназначенный для смазывания поверхностей частиц металлических порошков и уменьшения контактного трения между ними. В качестве смазывающего материала наиболее часто используют дисульфид молибдена, представляющий собой разновидность мыла, имеющего порошковую структуру. Его добавляют в шихту в количестве 0,5...1,0 % мас.

Усреднение шихты имеет место в цехах крупносерийного производства деталей. Необходимость усреднения вызвана тем, что даже при реализации в смесителях одинаковых режимов перемешивания, партии шихты из разных смесителей различаются между собой по плотности, с которой шихта заполняет полости штампов при засыпке. При обработке партий шихты в усреднителях различия в засыпных плотностях отдельных партий устраняются. Это имеет существенное значение при регулировании точности позиционирования инструментов в штампах на этапе засыпки в них шихты [6]. При применении усредненной шихты такая регулировка может осуществляться не чаще одного раза в рабочую смену.

В целом порошковый материал всегда дороже, чем материал из слитка аналогичного химического состава. Поэтому производство машиностроительных деталей из порошков на железной основе экономически оправдано, если их структура обеспечивает особые служебные свойства деталей, которые невозможно получить при из-

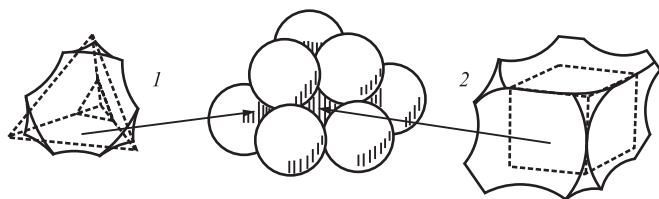
готовлении из компактного материала. Например, при производстве деталей из композиций, не смешивающихся в расплавленном состоянии. После смешивания их в порошковом состоянии и спекания формованной смеси эти композиции обеспечивают особый комплекс механических характеристик деталей, недостижимый при применении других технологий.

Многие авторы справедливо связывают прочность порошковых деталей с их плотностью [4, 7]. В частности, в работе [7] предложено разделить, в зависимости от плотности, изготовленные детали на 4 группы в соответствии с условиями эксплуатации. Малонагруженные порошковые детали могут иметь плотность 75...84 %, умеренно нагруженные — 85...90 %, средненагруженные — 91...98 %, тяжело нагруженные — более 98 % от теоретической плотности материала, из которого изготовлен порошок. Кроме того, в указанной работе приведены конкретные данные по прочности и ударной вязкости деталей, относящихся к каждой из указанных групп.

Однако авторы работы [7] не раскрыли технологических особенностей формования и последующего спекания деталей. Спекание могло быть выполнено в печах, в которых используется водород или диссоциированный аммиак для восстановления оксидов на поверхности порошковых частиц и для активизации, таким образом, диффузии между ними при спекании. Альтернативным является спекание в печах, в которых используются азот, аргон или эндогаз, не допускающие образование новых оксидов на поверхности частиц; при этом имевшиеся ранее оксиды сохраняются и препятствуют диффузии. Также не указаны температуры и продолжительность спекания. Разные условия протекания диффузии между частицами существенно влияют на прочность изготавливаемых деталей, помимо влияния остаточной пористости. Не рассмотрены и другие факторы, позволившие достичь плотности выше 98 %, а именно: способ уплотнения частиц на этапе, предшествующем их спеканию, температурный и скоростной режимы уплотнения, вид и количество материала, примененного для смазывания поверхности уплотняемых частиц.

В настоящей статье рассматриваются технологии, обеспечивающие высокую прочность деталей, связанную с их плотностью. При этом учтена технологическая наследственность, которая, как было сказано выше, имеет место в порошках, поступающих на операцию формования.

Железный порошок типа ПЖР (ПЖРВ), прошедший предварительное уплотнение продолжительным встряхиванием, может быть смоделиро-



**Рис. 1. Поры в плотноупакованной системе сферических зерен одинакового диаметра:**

1 — тетраэдрическая пора; 2 — октаэдрическая пора

ван в виде плотноупакованной системы сферических зерен одинакового диаметра, как показано на рис. 1. Коэффициент компактности такой упаковки (отношение объема, занятого зернами, ко всему объему упаковки) равен 0,7405 [1]. Эта плотность существенно ниже плотности, указанной в работе [7] для тяжело нагруженных деталей.

Свободное пространство между зернами приходится на поры, которые бывают двух типов. Поры 1 расположены между четырьмя соприкасающимися зернами, центры которых образуют тетраэдр и называются тетраэдрическими. В тетраэдрическую пору можно вписать сферу радиусом  $0,22R$ , где  $R$  — радиус зерна. Поры 2 расположены между шестью соприкасающимися зернами, центры которых образуют октаэдр; эти поры называют октаэдрическими. В октаэдрическую пору можно вписать сферу радиусом  $0,41R$ . На каждое зерно в плотноупакованной системе приходится две тетраэдрические 1 и одна октаэдрическая 2 поры. После достижения компактности упаковки, показанной на рис. 1 и равной 0,7405, уменьшение пористости может происходить только путем пластического деформирования зерен.

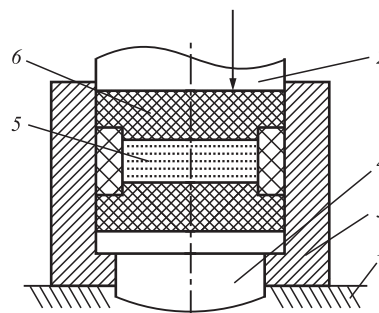
В этом случае каждая тетраэдрическая пора заполняется с четырех сторон, а октаэдрическая — с шести сторон. При заполнении каждой из пор металл с каждой стороны каждого из деформируемых зерен течет в сужающуюся полость. При увеличении плотности упаковки увеличиваются площадь контакта деформируемых зерен между собой и влияние контактного трения на протекание деформации. Смазывание поверхностей зерен, происходящее путем перемешивания железного порошка с применяемым в данном случае порошком стеарата цинка, является недостаточным для значительного уменьшения контактного трения между деформируемыми зернами на этапе заполнения пор. Значения деформирующих зерен давлений многократно превышают значения давлений, при которых осуществляется предварительная упаковка зерен. Заполнение пор при деформировании зерен происходит в условиях максимального контактного трения, поскольку невозможно использовать жидкие смазочные ма-

териалы, которые "прорезают" каналы в формуемой шихте и препятствуют целостности изготавливаемой детали.

Изготовление заготовки машиностроительной детали со структурой из пластически деформированной плотной упаковки зерен осуществляют всесторонним равномерным сжатием. Сжатие может быть проведено в гидростатах или на прессах, оснащенных специальными штампами для квазиизостатического формования заготовок. На рис. 2 приведена схема такого штампа [8], размещаемого на прессе 1. Квазиизостатическое формование осуществляется рабочим ходом пуансона 2, уменьшающим объем пространства в контейнере 3 между выталкивателем 4 и пуансоном 2. Заготовка 5 сжимается равномерно со всех сторон за счет распределения давления сборной резиновой оболочкой 6.

В работе [9], посвященной формованию порошковых заготовок в гидростатах, указано, что при формовании как по способу "мокрого мешка", так и по способу "сухого мешка" [8], наибольшее реализуемое давление не превышает 600 МПа, поскольку большее значение давления оболочки не выдерживают. Это же относится и к квазиизостатическому формованию на прессе.

После формования порошковые заготовки подвергают спеканию. В настоящее время все более широко применяют индукционный нагрев заготовок, однако зачастую основное препятствие для его применения — недостаточная мощность электрических сетей промышленных предприятий. Для обеспечения промышленных масштабов этой технологии необходимая мощность должна быть заложена в проект на этапе строительства предприятия. Помимо этого, при спекании порошковых заготовок усложняющим фактором при индукционном нагреве является необходимость выдерживания спекаемой заготовки при неизменной температуре в течение некоторого времени. В связи с этим применяют комбинированные нагревательные устройства, включающие в себя элементы электропечи сопротивления и индукционной установки.



**Рис. 2. Схема квазиизостатического формования заготовки на прессе**

Целесообразно при применении таких устройств в целях повышения качества изделий проводить восстановление оксидных пленок на поверхностях частиц путем нагревания заготовок в автономных печах до температуры 700...720 °С в среде водорода или диссоциированного аммиака и выдерживания в нагретом состоянии в течение требуемого времени.

Имеются технологические особенности работы с порошками разных типов. На рис. 3 показана схема укладки частиц порошка типа ПЖВ после уплотнения встряхиванием и последующего сжатия вдоль оси матрицы. Частицы, прилегающие к стенке матрицы, повернуты на некоторый угол  $\beta$  из-за воздействия силы трения со стороны стенки матрицы. Существенное отличие формы частиц от правильной шарообразной формы (см. рис. 1) приводит к анизотропии свойств заготовок, что необходимо учитывать при выборе технологии формования деталей из порошка типа ПЖВ.

Для достижения высокой плотности порошковых деталей предложены две схемы формования порошковой заготовки, при которых необходимая плотность достигается не только за счет внешнего давления, но и за счет изменения формы заготовки в процессе формования [8, 10]. На рис. 4 показана схема процесса, обеспечивающего внутренние сдвиги между частицами железного порошка и уплотнение структуры заготовки.

По схеме I (рис. 4, а) производится формование образца движением пуансона 2 со скоростью  $v_{пр}$  с одновременным послойным увеличением диаметра образца при перемещении из верхней цилиндрической полости матрицы, имеющей диаметр  $d_1 = 32$  мм, в нижнюю цилиндрическую полость, имеющую диаметр  $d_2 = 36$  мм. Данное перемещение осуществляется движением матрицы в условно прямом направлении  $v_{пр}$ . По схеме II производится те же операции, что и по схеме I, а затем, при сохранении давления  $p_n$  на торце формируемой заготовки (рис. 4, б), осуществляется выдавливание образца из полости матрицы большего диаметра в полость меньшего диаметра. Это выдавливание осуществляется перемещением матрицы в обратном направлении  $v_{обр}$  при применении специализированного пресса, созданного по чертежам, разработанным авторами настоящей статьи [8]. Таким образом, в формируемой заготовке создаются сдвиги и дополнительное уплотнение порошкового материала при реализации обеих схем формования: как схемы I, так и схемы II.

В предложенных схемах формования с интенсивными сдвигами между частицами к торцу формируемой заготовки приложены удельные силы  $p_1$  и  $p_2$ . Они определяются как силы деформи-

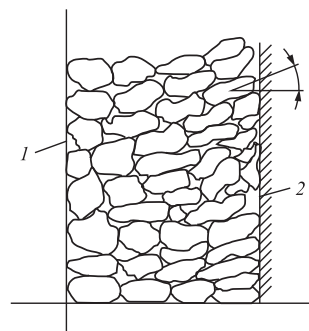


Рис. 3. Схематическое изображение укладки частиц порошка:

1 — ось матрицы; 2 — стенка матрицы;  $\beta$  — угол преимущественной ориентации частиц

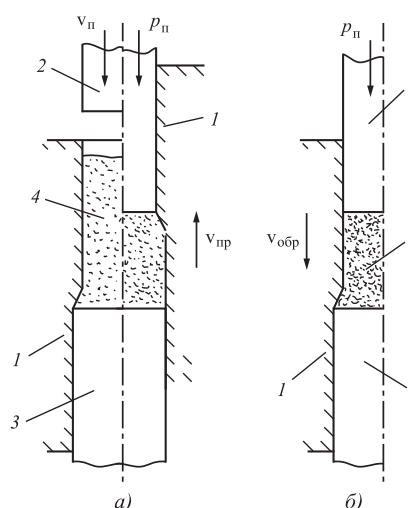


Рис. 4. Последовательность формования порошковой заготовки осевым сжатием с интенсивными сдвигами между частицами материала:

а — схема I; б — схема II; 1 — матрица; 2 — пуансон; 3 — контрпуансон; 4 — формируемый порошок;  $v_{пр}$ ,  $v_{обр}$  — скорости (векторы) прямого и обратного хода матрицы

рования образца, деленные на площадь его поперечного сечения. При реализации схемы I  $p_1 = 850...900$  МПа, схемы II —  $p_2 = 300...350$  МПа. Выигрыш в снижении удельной силы в случае схемы II по сравнению со схемой I составляет 2,6...2,8 раза. При формовании по этим схемам средняя плотность формованных деталей достигает 92 % и более от теоретической плотности железа.

**Цели исследования** — сравнительный анализ двух способов формования заготовок из железного порошка для изготовления высокопрочных машиностроительных деталей: *статического формования* и *формования с интенсивными сдвигами между частицами*, а также выявление предпочтительных технологических схем и режимов реализации этих процессов.

### Теоретические и экспериментальные исследования

В рамках исследований рассмотрены холодная штамповка порошка из плотноупакованных зерен шарообразной формы, а также уплотнение с созданием интенсивных сдвигов между частицами, в том числе для порошка типа ПЖВ, имеющего частицы произвольной конфигурации. В последнем случае важным фактором, влияющим на конечную плотность и прочность деталей, является пространственная ориентация частиц неправильной формы относительно друг друга и относительно уплотняющего инструмента.

При рассмотрении уплотнения системы плотноупакованных зерен на этапе заполнения пор между зернами из тригонометрического анализа установлено, что ребро четырехугольной пирамиды, описанной вокруг сферы радиуса  $0,22R$  (см. рис. 1) равно  $1,08R$ . Ребро куба, описанного вокруг сферы радиуса  $0,41R$ , равно  $0,82R$ . Объемы пирамиды и куба равны соответственно  $0,297R^3$  и  $0,551R^3$ .

Для вычисления объема, занимаемого порами двух типов, по размерам сфер, которые могут быть в них вписаны, определены размеры схематично изображенных на рис. 1 пирамиды и куба, отображающих соответственно тетраэдрическую и октаэдрическую поры.

Объем зерна с радиусом  $R$  равен  $4,187R^3$ . Поскольку коэффициент компактности упаковки  $0,7405$ , то приходящийся на одно зерно объем упаковки равен  $5,654R$ , откуда суммарный объем  $V_{\Sigma}$  приходящихся на одно зерно пор равен  $1,467R^3$ .

Суммарный объем пор  $V_{\Sigma} = 2V_T + V_O$ , где  $V_T$  и  $V_O$  — объемы соответственно тетраэдрической и октаэдрической пор. Значения  $V_T$  и  $V_O$  вычисляются с учетом объемов областей, прилегающих к вершинам пор (см. рис. 1), и образовавшихся из-за кривизны их ребер. Поскольку в суммарный объем входит 16 таких привершинных областей, объем каждой из них равен  $0,029R^3$ . В результате  $V_T = 0,342R^3$ ,  $V_O = 0,783R^3$ .

Уплотнение происходит за счет заполнения пор деформируемыми зернами порошка. Поскольку каждая тетраэдрическая пора заполняется с четырех сторон, часть объема тетраэдрической поры, заполняемая одним деформируемым зерном, равна  $0,088R^3$ . Поскольку каждая октаэдрическая полость заполняется с шести сторон, часть объема октаэдрической поры, заполняемая одним деформируемым зерном, равна  $0,13R^3$ . Расстояние, которое проходит металл деформируемого зерна с каждой стороны при заполнении тетраэдрической поры, равно радиусу сферы, которая может быть

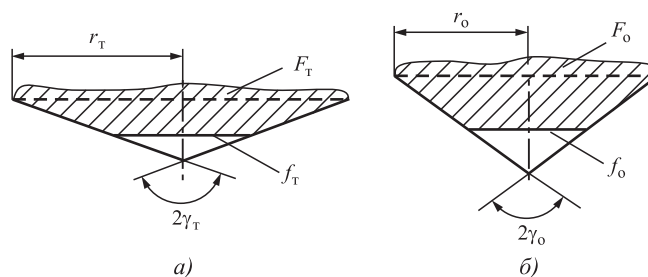
вписана в эту пору, и составляет  $0,22R$ . Аналогично, расстояние, которое проходит металл с каждой стороны при заполнении октаэдрической поры, равно  $0,41R$ .

Хотя форма полости, заполняемая со стороны каждого зерна, близка к пирамидальной, контактное трение имеет место не по всей поверхности граней показанной на рис. 1 условной пирамиды. Оно отсутствует вблизи ребер заполняемых пирамидальных полостей. Поэтому правомерно допущение, что со стороны каждого зерна заполняется полость не пирамидальной, а условно конической формы, имеющей меньшую боковую поверхность, как показано на рис. 5, а и б. По определенным выше объему заполняемых полостей и перемещению заполняющего их металла определены углы при вершинах  $\gamma$ , площади  $F$  и радиусы  $r$  оснований заполняемых условных конических форм. Для тетраэдрической поры  $2\gamma_T = 140^\circ$ ,  $F_T = 1,2R^2$ ,  $r_T = 0,618R$ . Для октаэдрической поры  $2\gamma_O = 106^\circ$ ,  $F_O = 0,95R^2$ ,  $r_O = 0,55R$ .

Заштрихованы меридиональные сечения элементов деформируемых зерен, которые при выдавливании заполняют условные конические формы, имитирующие тетраэдрическую и октаэдрическую поры.

Напряженное и деформированное состояние образца, заполняющего некоторую коническую полость, наиболее строго с позиций прикладной механики исследовано в работах В.В. Соколовского [11]. А в виде, приближенном к решению практических задач, напряжения при выдавливании образца в коническую полость исследованы в работах М.В. Сторожева [12]. Формулы, полученные М.В. Сторожевым, авторы настоящей статьи использовали в своих расчетах.

При определении напряженного состояния деформируемого образца требуется знать напряжение текучести материала этого образца. Мы это



**Рис. 5. Деформируемые элементы зерен (заштрихованы), заполняющие имитирующие поры условные конусы, в процессе выдавливания:**

а — тетраэдрическая пора; б — октаэдрическая пора;  $F_T, F_O$  — площади верхних оснований условных конусов;  $f_T, f_O$  — площади нижних оснований условных конусов;  $r_T, r_O$  — радиусы верхних оснований условных конусов



напряжение определили по диаграмме истинных напряжений для стали 10. При этом степень деформации была рассчитана как средняя по высоте конуса, с учетом площадей верхних оснований конических форм  $F_T$ ,  $F_0$  и текущих значений площадей нижних оснований  $f_T$ ,  $f_0$ , показанных на рис. 5. Значения  $f_T$  и  $f_0$  уменьшаются в процессе выдавливания и вместе с ними уменьшаются незаполненные полости, остающиеся между этими поверхностями и вершинами соответствующих условных конусов. Суммарный объем таких незаполненных полостей составляет остаточную пористость формованной заготовки.

Знание показанных на рис. 5 углов при вершинах условных конических форм, имитирующих октаэдрические и тетраэдрические поры в плотноупакованной системе зерен, текущие значения величин  $f$ , а также напряжения текучести материала, из которого изготовлены имеющиеся зерна порошка, позволяет выявить важные зависимости, дающие более полное представление о рассматриваемых процессах.

Из графиков на рис. 6 видно, что тетраэдрические поры являются более "жесткими" (заполняются с большим сопротивлением) по сравнению с октаэдрическими, и изменение пористости шихты происходит в большей степени за счет изменения объема октаэдрических пор.

На рис. 7 кривая 1 иллюстрирует зависимость остаточной пористости заготовки от сжимающего напряжения  $\sigma$  (среднего арифметического значений нормальных напряжений). Здесь же показана кривая 2, заимствованная из работы Н.Ф. Кунина и Б.Д. Юрченко [13] и переведенная в координаты  $\delta = f(\sigma)$ . Кривая 2 получена в результате эксперимента по уплотнению железного порошка и последующего пересчета его результатов для исключения контактного трения с матрицей. В области напряжений до 200 МПа расхождение между кривыми 1 и 2 значительное, поскольку в тексте настоящей статьи рассмотрено уплотнение плотноупакованных (например, продолжительным встряхиванием) зерен, тогда как кривая 2 — уплотнение порошковой шихты силой, действующей вдоль оси матрицы. При этом зерна шихты изначально не были плотноупакованными. Расхождение между кривыми — это давление, необходимое, чтобы перевести частицы в состояние, близкое к плотной упаковке. При напряжениях выше 300 МПа кривые практически совпадают.

При статическом формовании порошка максимально возможное давление не может превышать 600 МПа. Как следует из кривой 1 на рис. 7, при таком давлении средняя остаточная пористость в уплотняемой заготовке составляет около 10 %. При формовании с интенсивными сдвигами ча-

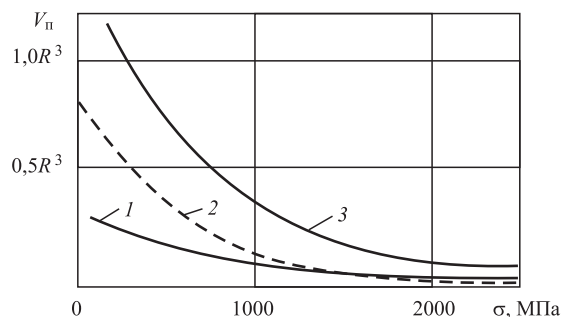


Рис. 6. Зависимость объема оставшихся в заготовке пор  $V_n$  от среднего сжимающего напряжения  $\sigma$ :

1 — тетраэдрические поры; 2 — октаэдрические поры; 3 — суммарный объем всех пор

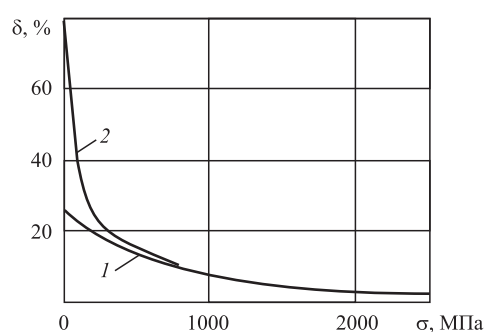


Рис. 7. Зависимость пористости  $\delta$  формованной заготовки от среднего сжимающего напряжения  $\sigma$ :

1 — по результатам теоретического анализа; 2 — по результатам эксперимента

стиц (см. рис. 4) средняя плотность формованных деталей составляет 92 % и более от теоретической плотности железа, а средняя остаточная пористость, соответственно, около 8 %.

Детали, формованные с интенсивными сдвигами между частицами, в отличие от формованных статическим сжатием, до спекания обладают анизотропией свойств, однако при таком способе разрушаются оксидные пленки на поверхности частиц, что способствует улучшению последующего спекания.

В описанном далее экспериментальном исследовании высокая плотность заготовок, изготовленных по способу формования с интенсивными сдвигами между частицами позволила до проведения операции спекания изготовить из них по стандартной технологии шлифы для металлографического исследования. Рассмотрение шлифов под микроскопом показало, что частицы порошка в текстуре боковой поверхности заготовки имеют определенное направление преимущественной ориентации, обозначенное углом  $\beta$  (см. рис. 3).

Значение угла  $\beta$  зависит от многих факторов, которые учитываются в уравнении математической модели:



$X_1$  и  $X_2$  — относительные (по отношению к радиусу боковой поверхности заготовки) координаты центра рассматриваемой области в радиальном и осевом направлениях соответственно; центр координат находится в центре плоскости меридионального сечения заготовки;

$X_3$  — фактор влияния схемы формования;  $X_3 = 0$  для схемы I,  $X_3 = 1$  для схемы II;

$X_4$  и  $X_5$  — влияние на ориентацию частиц порошка магнитно-импульсной обработки (МИО) порошка и формованной заготовки [14]. При отсутствии МИО порошка  $X_4 = 0$ , при наличии —  $X_4 = 1$ ; при отсутствии МИО заготовки  $X_5 = 0$ , при наличии —  $X_5 = 1$ .

По результатам исследования построили математическую модель:

$$\beta = 0,629 - 18,18X_1^2 + 21,67X_2^2 + 63,79X_1 - 8,183X_2 - 1,77X_3 - 1,527X_4 + 0,414X_5. \quad (1)$$

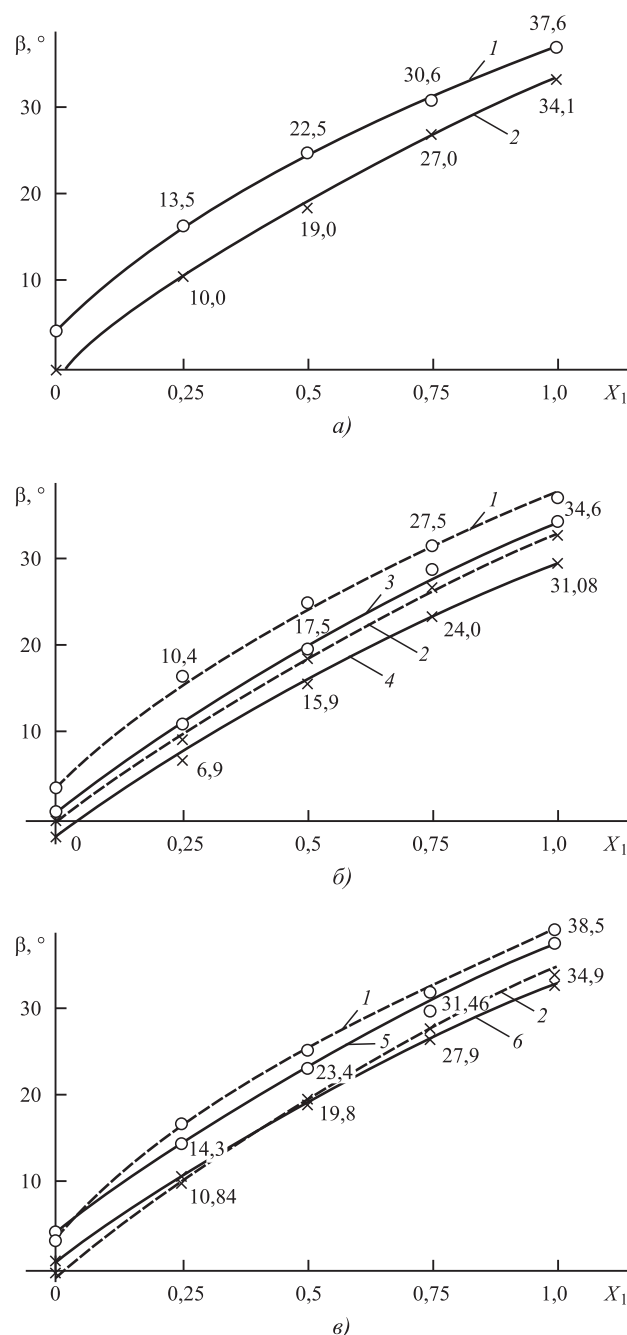
Проведенный для этого эксперимент аналогичен описанному в работе [14]. Различие состоит в том, что в работе [14] измеряли микротвердости на разных участках формованных заготовок, а в данном исследовании измеряли угол укладки частиц. В связи с указанной аналогией авторы не приводят описание планирования и обработки результатов эксперимента, а ограничились представлением результирующей математической модели.

Графики на рис. 8 отображают значения угла  $\beta$  в зависимости от относительного радиального положения  $X_1$  для области поперечного сечения заготовки на уровне половины ее высоты. Анализ приведенной модели показал, что значения угла ориентации частиц порошка  $\beta$  распределяются на меридиональном сечении от минимальных значений в центре заготовки до максимальных значений в боковых, пристеночных областях, достигающих до  $\beta = (35 \pm 2)^\circ$  для схемы II формования и  $\beta = (40 \pm 2)^\circ$  для схемы I формования (рис. 8, а).

В боковых областях угол  $\beta$  формируется под действием касательных напряжений в зоне контакта формируемой заготовки с матрицей (см. рис. 4). Для схемы II формования значения углов  $\beta$  меньше на  $4...5^\circ$  по сравнению со схемой I по всему меридиональному сечению формованной заготовки.

Применение МИО порошка приводит к заметному уменьшению углов  $\beta$  при обеих применяемых схемах формования (рис. 8, б). Влияние МИО при формовании заготовки менее значительно, по сравнению с МИО порошка (рис. 8, в).

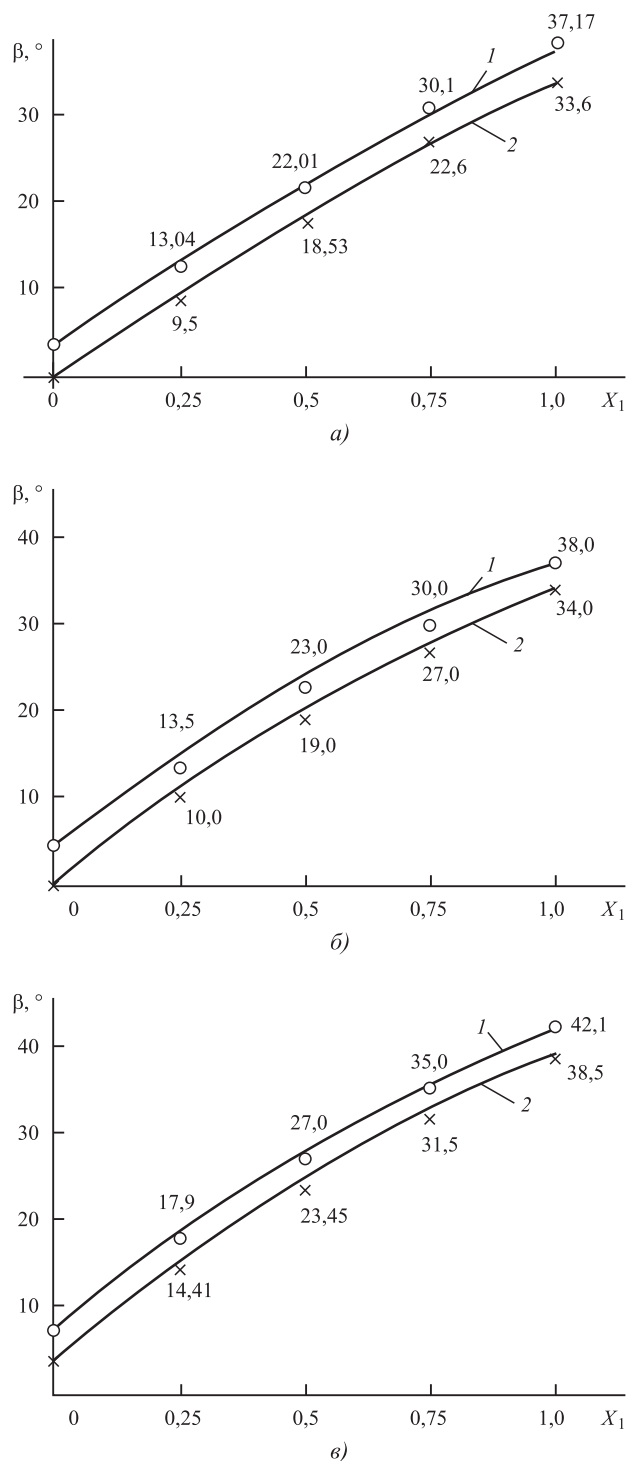
На рис. 9 приведены графики, отражающие изменение угла ориентации частиц порошка  $\beta$  в зависимости от местоположения поперечного слоя заготовки по ее высоте.



**Рис. 8. Угол  $\beta$  в зависимости от относительного радиального расположения частицы  $X_1$  при разных схемах и условиях формования:**

а — формование без дополнительной обработки; б — формование с МИО порошка; в — формование с МИО заготовки; 1 — схема I; 2 — схема II; 3 и 4 — схемы I и II с МИО порошка; 5 и 6 — схемы I и II с МИО заготовки

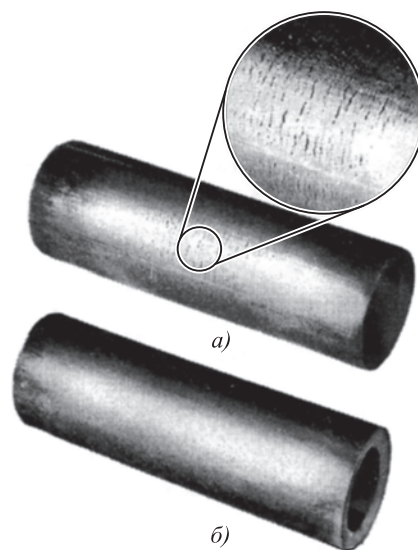
Значения углов  $\beta$  в слоях, прилегающих к нижнему торцу заготовки, больше, чем в слоях, прилегающих к формирующей заготовку пуансону (см. рис. 4). Это может быть объяснено изменением соотношения сжимающих и касательных напряжений, которое влияет на поворот частиц и угол  $\beta$ .



**Рис. 9. Распределение угла  $\beta$  по слоям:**

*а* — слой у верхнего торца заготовки; *б* — слой в середине высоты заготовки; *в* — слой у нижнего торца заготовки; *1* — схема I формования; *2* — схема II формования

Формованные по рассмотренным выше схемам заготовки спекают и из них с применением холодного выдавливания изготавливают детали, например стальные стаканы. На рис. 10 показаны



**Рис. 10. Детали, изготовленные обратным выдавливанием из спеченных заготовок:**

*а* — формованных по схеме II; *б* — формованных по схеме I

образцы деталей типа "стакан", изготовленных холодным выдавливанием из прошедших спекание заготовок, изготовленных по схемам формования I и II.

При выдавливании детали из спеченной заготовки, изготовленной по схеме II формования, на ее внешней поверхности в области вблизи середины высоты стакана имеются мелкие поперечные разрывы. При выдавливании детали из спеченной заготовки, формованной по схеме I, такие разрывы отсутствуют. Следовательно, меньший угол  $\beta$ , характерный для схемы I формования, является предпочтительным.

### Обсуждение результатов

Уплотнение порошковой шихты всесторонним равномерным сжатием (статическое формование) позволяет обеспечить плотность изготавливаемого образца, достигающую 90 % от теоретической плотности железа. Преимуществом этого способа формования является изотропия свойств изготавливаемой порошковой детали. Если требуется большая плотность изготавливаемой детали, то после статического формования вместо спекания целесообразно проведение горячей штамповки детали в газостате. При этом не требуется помещение порошка в оболочку, традиционно применяемую при штамповке порошковых деталей в газостате.

Такое техническое решение было реализовано в 1984 г. в цехе порошковой металлургии на предприятии Днепроспецсталь (г. Запорожье). На этом

же предприятия изготавливали порошок распылением и он сразу поступал на формование. Такая неразрывность процесса во времени предотвращает окисление частиц порошка, обычно имеющее место при его хранении и транспортировке. После формования в гидростате невозможно провести восстановление оксидов на поверхности частиц порошка и его последующую дегазацию для удаления остатков продуктов восстановления с поверхности частиц. В целом такой процесс является технологически маловариативным.

Более гибкий технологический процесс включает в себя формование порошковых заготовок с интенсивными сдвигами между частицами по разработанным авторами схемам I и II. Формованные заготовки спекают, после чего холодной объемной штамповкой из них изготавливают детали. При формовании с интенсивными сдвигами между частицами оксидные пленки на поверхности частиц разрушаются.

Анализ математической модели, описывающей распределение угла ориентации частиц при формовании заготовок с интенсивными сдвигами между частицами, и графиков, приведенных на рис. 8 и 9, показал следующее:

1. Значения угла ориентации частиц порошка  $\beta$  в формованных заготовках являются наибольшими в их боковых, пристеночных областях. Значения углов  $\beta$  в слоях, прилегающих к нижнему торцу заготовки, больше, чем в слоях, прилегающих к ее верхнему торцу. Это может быть объяснено изменением в конце формования соотношения сжимающих и касательных напряжений, которое влияет на поворот частиц и угол  $\beta$  их ориентации.

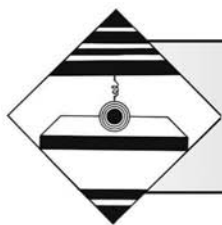
2. При схеме I формования ориентация плоскостей скольжения внутри частиц ближе к  $45^\circ$ , чем при схеме II. Поскольку при ориентации плоскостей скольжения под углом  $45^\circ$  к направлению деформирующей заготовки силы предел текучести каждой частицы наименьший, последующее деформирование заготовки, сформованной по схеме I, будет происходить при меньшей силе, чем деформирование заготовки, сформованной по схеме II. Это сравнение является оправданным только при одинаковых условиях спекания заготовок, которое проводится при незавершенных процессах рекристаллизации частиц. Такое спекание выполняется при применении прогрессивного индукционного нагрева.

3. Магнитно-импульсная обработка (МИО) шихты перед уплотнением и во время уплотнения заготовки приводит к заметному уменьшению углов  $\beta$  как при схеме I, так и при схеме II формования. На основании отмеченного, при необходимости более равномерного распределения

прочности в объеме заготовки применение МИО в технологическом процессе ее формования является целесообразным, тогда как при необходимости создания большей прочности поверхностных слоев, по сравнению с сердцевиной заготовки, МИО применять не следует.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Прогрессивные** технологические процессы штамповки деталей из порошков и оборудование / Г.М. Волкогон и др.; под общ. ред. А.М. Дмитриева, А.Г. Овчинникова. М.: Машиностроение. 1991. 320 с.
2. **Либенсон Г.А., Лопатин В.Ю., Комарницкий Г.В.** Процессы порошковой металлургии. В 2-х т. Т. 1. Производство металлических порошков: учебник для вузов. М.: МИСиС. 2001. 368 с.
3. **Технологическая** наследственность в машиностроительном производстве / А.М. Дальский и др.; под ред. А.М. Дальского. М.: Изд-во МАИ. 2000. 364 с.
4. **Дмитриев А.М., Коробова Н.В.** Выбор технологического процесса производства деталей на железной основе, обеспечивающего их прочность // Упрочняющие технологии и покрытия. 2020. Т. 16. № 11. С. 483–490.
5. **Кривонос Г.А., Зверев А.Д., Максимов Л.Ю.** Процессы и оборудование для газостатической обработки. М.: Металлургия. 1994. 301 с.
6. **Технологичность** конструкций создаваемых малогабаритных специализированных прессов / А.М. Дмитриев и др. // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2012. № 11. С. 3–9.
7. **Радомысльский И.Д., Сердюк Г.Г., Щербань Н.И.** Конструкционные порошковые материалы. Киев: Техніка. 1985. 152 с.
8. **Дмитриев А.М., Гречников Ф.В., Коробова Н.В.** Специализированное штамповочное оборудование и выбор его технологических параметров. Самара: Изд-во Самарского научного центра РАН. 2016. 334 с.
9. **Ильин Г.А.** Гидростатическому прессованию порошковых материалов в России — 50 лет // Новые огнеупоры. 2005. № 11. С. 12–18.
10. **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 // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 5. С. 43–48.
11. **Соколовский В.В.** Теория пластичности. М.: Высшая школа, 1969. 608 с.
12. **Сторожев М.В., Попов Е.А.** Теория обработки металлов давлением: учебник для вузов. Изд. 4-е. М.: Машиностроение. 1977. 423 с.
13. **Кунин Н.Ф., Юрченко Г.Д.** Чистое давление прессования металлических порошков // Порошковая металлургия. 1968. № 8. С. 36–39.
14. **Дмитриев А.М., Коробова Н.В.** Повышение равномерности распределения микротвердости в цилиндрических образцах, формованных из порошков на железной основе // Упрочняющие технологии и покрытия. 2021. Т. 17. № 6. С. 243–250.



**В.И. Бутенко**, д-р техн. наук, **Ф.А. Пастухов**, д-р техн. наук  
(Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)  
E-mail: butenkowiktor@yandex.ru

## Формирование показателей качества плоских поверхностей деталей машин при обкатке их упрочняющим роликом

*Исследовано формирование параметров качества плоских поверхностей деталей при обкатке их упрочняющим роликом и показано, что каждому значению силы обкатки соответствуют предельно достижимые показатели качества поверхностного слоя. Установлено, что разброс значений показателей качества на упрочненной поверхности детали стабилизируется и становится минимальным после трех проходов ролика. Получена функциональная зависимость параметра шероховатости плоской поверхности детали от ее предшествующего значения и режима обкатки, что позволяет решить ряд технологических задач.*

**Ключевые слова:** упрочняющий ролик, плоская поверхность, сила обкатки, показатели качества, предшествующая обработка.

*The forming of parameters of quality of parts flat surfaces during their rolling by strengthening roller is studied and it is shown that for each value of rolling force there are extremely achievable indicators of quality of the surface layer. It has been established that the spread of quality indicators values on the strengthened surface of the part is stabilized and becomes minimal after three passes of the roller. The functional dependence of the roughness parameter value of the part flat surface on its previous value and rolling mode is obtained, which allows solving a number of technological problem.*

**Keywords:** strengthening roller, flat surface, rolling force, quality indicators, previous processing.

### Введение

В практике машиностроительного производства к плоским поверхностям деталей, являющихся направляющими машин, механизмов, приборов и устройств, предъявляются требования высокой износостойкости, несущей способности и контактной жесткости. Отделочно-упрочняющая обработка плоских поверхностей деталей позволяет обеспечить соответствующие эксплуатационные характеристики. В качестве финишных операций в машиностроении применяют различные способы отделочно-упрочняющей обработки плоских поверхностей деталей, например, дробеструйную обработку [1], алмазное выглаживание [2], обработку шарико-стержневым упрочнителем [3] и некоторые другие. Однако указанные способы упрочняющей обработки плоских поверхностей деталей машин из-за большого количества случайных факторов не всегда в полной мере обе-

спечивают требуемые показатели качества. В связи с этим был разработан способ упрочнения плоских поверхностей деталей машин обкаткой их упрочняющим роликом [4]. Способ является высокопроизводительным процессом и может осуществляться на универсальном станочном оборудовании при любом типе производства.

**Цели работы** — установить особенности процесса формирования показателей качества плоских поверхностей деталей машин при их обкатке упрочняющим роликом и выявить зависимость между параметрами качества поверхностного слоя до и после упрочняющей обкатки роликом.

### Методика проведения исследований

Исследования процессов формирования показателей качества плоских поверхностей деталей машин при обкатке их упрочняющим роликом проводили на брусках с размерами 50 × 30 × 200 мм

из стали 12ХНЗА в состоянии поставки. Было разработано и изготовлено специальное устройство для упрочняющей обработки плоских поверхностей деталей машин [5], которое устанавливали на вертикально-фрезерный станок 6Н12ПБ. Силу обкатки создавали натягом между упрочняющим роликом и обрабатываемой поверхностью детали путем вертикального перемещения стола станка и контролировали при помощи специального динамометрического устройства в виде разрезанного кольца с тензодатчиками. В качестве исследуемых эксплуатационных показателей качества поверхностного слоя деталей были приняты толщина слоя с измененными физико-механическими свойствами  $\Delta H$ , параметр шероховатости поверхности  $Ra$  и твердость материала поверхностного слоя  $HВ$ . Для определения толщины слоя с измененными физико-механическими свойствами  $\Delta H$  использовали четырехзондовое устройство для определения толщины токопроводящего слоя [6]. Параметр шероховатости  $Ra$  измеряли на профилографе-профилометре модели 170311 завода "Калибр", твердость материала поверхностного слоя  $HВ$  — с помощью твердомера ТШ-2М с использованием стандартного твердосплавного шарика диаметром 10 мм и стандартной испытательной нагрузки 29 420 Н.

В исследованиях использовали упрочняющий ролик из закаленной инструментальной стали Р6М5, имеющий наружный диаметр  $D_p = 42$  мм, радиус рабочего профиля  $r_{пр} = 16$  мм с фаской  $f_p = 2$  мм. Обкатку плоских поверхностей деталей осуществляли при поперечной подаче ролика  $S_{поп} = 1,2$  мм/дв.ход; силу обкатки  $P$ , с которой ролик прижимается к поверхности во время прокатывания, изменяли в диапазоне 200...400 Н.

В качестве предварительной обработки плоских поверхностей деталей осуществляли чистовое фрезерование на вертикально-фрезерном станке 6Н12ПБ торцовой сборной фрезой диаметром 100 мм с числом зубьев 8, в качестве которых использовали сменные многогранные пластины из твердого сплава Т14К8. Различные начальные значения показателей качества поверхностного слоя деталей  $\Delta H_{нач}$ ,  $Ra_{нач}$ ,  $HВ_{нач}$  получали за счет подбора режимов чистовой фрезерной обработки, которые варьировались в следующих диапазонах: частота вращения фрезы  $n_{фр} = 315...800$  мин<sup>-1</sup>; подача на зуб фрезы  $S_z = 0,1...0,3$  мм/зуб; глубина резания  $t = 0,5...1,5$  мм.

В каждом режиме предварительной чистовой фрезерной или упрочняющей обработки плоской поверхности детали одновременно выполняли десять последовательных замеров исследуемых показателей качества и вычисляли их средние значения. Для определения разброса показателей

качества по обработанной поверхности детали замеры проводили в 50 произвольно выбранных точках поверхности.

Обработку поверхностей деталей выполняли без применения смазочно-охлаждающих сред.

### Результаты исследований и их обсуждение

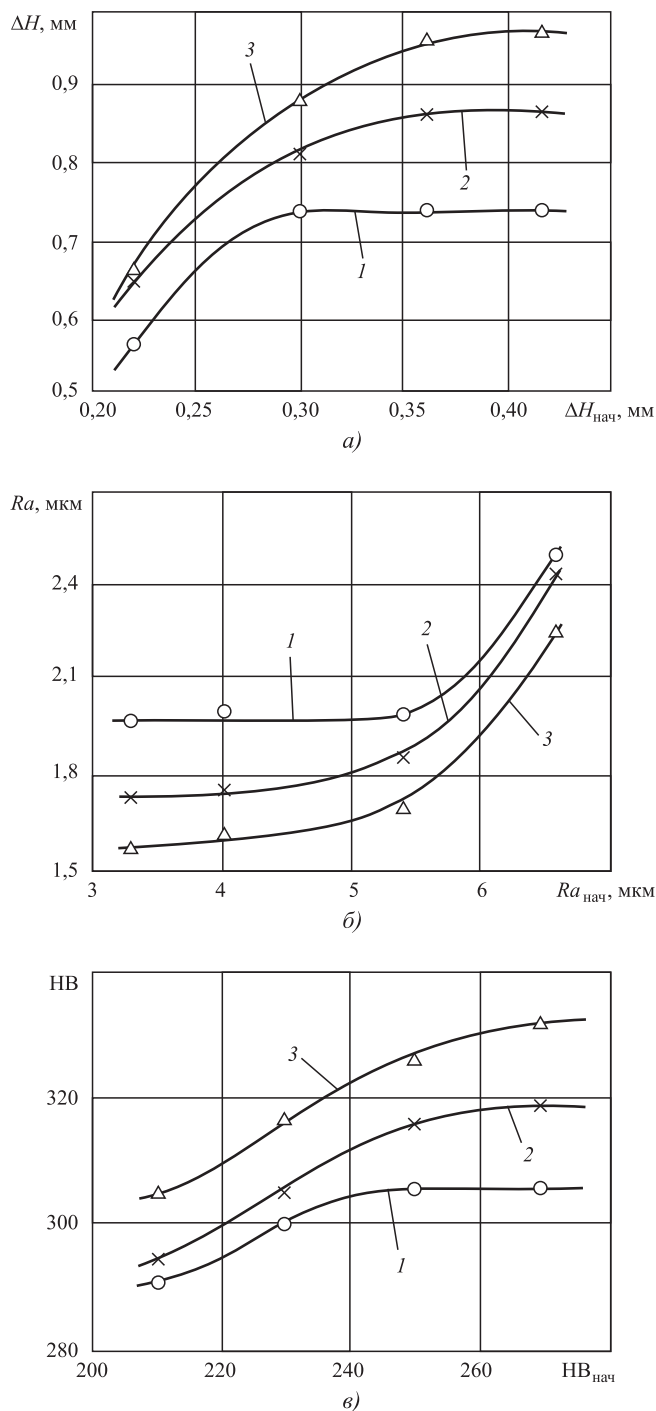
Исследовали особенности процесса формирования показателей качества поверхностного слоя деталей  $\Delta H$ ,  $Ra$ ,  $HВ$  при обкатке плоских поверхностей упрочняющим роликом в зависимости от их начальных значений  $\Delta H_{нач}$ ,  $Ra_{нач}$ ,  $HВ_{нач}$ , полученных после предварительной обработки (например, чистового фрезерования, строгания или протягивания). Результаты исследований после однопроходной обработки плоских поверхностей упрочняющим роликом с силой обкатки 200, 300 и 400 Н приведены на рис. 1, а—в, из анализа которых следует, что для каждого принятого значения силы обкатки  $P$  при постоянных значениях продольной  $S_m$  и поперечной  $S_{поп}$  подач существуют предельные значения параметров качества упрочненной поверхности детали, которые достигаются за одно и то же время и практически не зависят от их предыдущих значений.

При назначении режимов обкатки плоской поверхности детали упрочняющим роликом важным фактором является определение необходимого числа проходов для обеспечения минимального разброса эксплуатационных показателей качества по площади поверхности. На рис. 2 приведены гистограммы разброса исследуемых показателей качества  $\Delta(\Delta H)$ ,  $\Delta Ra$ ,  $\Delta HВ$  при обкатке плоских поверхностей образцов с силой  $P = 350$  Н и подачами  $S_m = 5$  мм/с,  $S_{поп} = 1,2$  мм/дв.ход, полученные при числе проходов упрочняющего ролика от 1 до 4.

Представленные результаты свидетельствуют о том, что за счет повторных проходов упрочняющего ролика разброс показателей качества поверхностного слоя детали может быть снижен в 2...2,5 раза. Однако после третьего прохода разброс эксплуатационных показателей качества стабилизируется и становится минимальным, не превышая 5...8 % по всем исследуемым показателям. Поэтому дальнейшая обработка поверхности упрочняющим роликом после трех проходов нецелесообразна.

Представленные на рис. 1 и 2 результаты исследования особенностей формирования показателей качества плоских поверхностей деталей машин при обкатке их упрочняющим роликом явились основой для разработки соответствующих математических моделей, устанавливающих связь между  $\Delta H$ ,  $Ra$ ,  $HВ$  и  $\Delta H_{нач}$ ,  $Ra_{нач}$ ,  $HВ_{нач}$ , учитывать которую необходимо при проектировании

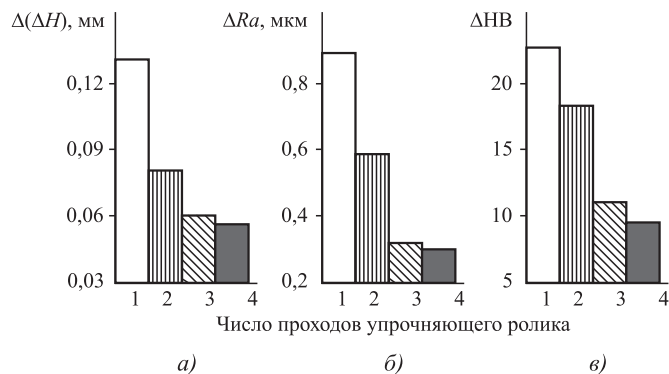




**Рис. 1. Изменение параметров качества упрочненной поверхности в зависимости от их начальных значений:** *a* — толщина слоя с измененными физико-механическими свойствами  $\Delta H$ ; *б* — параметр шероховатости  $Ra$ ; *в* — твердость материала поверхностного слоя  $HB$ ; 1 — сила обкатки 200 Н; 2 — сила обкатки 300 Н; 3 — сила обкатки 400 Н

технологического процесса механической обработки детали.

Методом планирования полного факторного эксперимента типа  $2^k$  была получена следующая



**Рис. 2. Гистограммы разброса показателей качества  $\Delta(\Delta H)$ ,  $\Delta Ra$ ,  $\Delta HB$  при обкатке плоских поверхностей образцов силой  $P = 350$  Н, с подачами  $S_M = 5$  мм/с,  $S_{\text{поп}} = 1,2$  мм/дв.ход и различным числом упрочняющего ролика**

зависимость параметра шероховатости  $Ra$  при обработке плоской поверхности детали от режимов и условий обкатки:

$$Ra = C_R Ra_{\text{нач}}^a P^b S_M^c D_p^d, \quad (1)$$

где  $C_R$  — коэффициент, зависящий от свойств обрабатываемого материала детали;

$a, b, c, d$  — показатели степеней, зависящие от физико-механических свойств обрабатываемого материала и условий обработки.

Всесторонний статистический анализ математической модели (1), выполненный по результатам большого числа экспериментальных исследований процесса упрочняющей обработки плоских поверхностей деталей из различных железоуглеродистых сплавов, показал, что влияние диаметра упрочняющего ролика  $D_p$  на параметр шероховатости  $Ra$  незначительно (показатель степени  $d < 0,1$ ).

Полученная математическая модель может быть использована для оперативного управления процессом упрочняющей обработки плоских поверхностей деталей машин. Если ставится задача обеспечения требуемого параметра шероховатости  $Ra$  за счет управления силовым фактором  $P$  при установленной подаче  $S_M$ , то его значение определяем из следующего выражения:

$$P = \sqrt[b]{\frac{Ra}{C_R Ra_{\text{нач}}^a S_M^c D_p^d}}. \quad (2)$$

Аналогично можно написать зависимость для определения продольной подачи  $S_M$  при заданном значении параметра  $Ra$  и известных значениях  $P$  и  $Ra_{\text{нач}}$ :

$$S_M = \sqrt[c]{\frac{Ra}{C_R (Ra_{\text{нач}})^a P^b D_p^d}}. \quad (3)$$

При использовании зависимостей (2) и (3) необходимо обеспечить требуемую параметрическую надежность показателя качества поверхностного слоя  $Ra$ . Для этого может быть использована разработанная блок-схема назначения режимов упрочняющей обработки плоской поверхности роликом по заданным значениям параметра шероховатости  $Ra$  и вероятности его обеспечения  $p(t)$ , принятым в зависимости от условий эксплуатации детали (рис. 3), а также с установлением параметра шероховатости на предшествующей операции (например, после чистовой фрезерной обработки поверхности  $Ra_{фр}$  с учетом особенностей проявления технологической наследственности при отделочно-упрочняющей обработке деталей машин [7].

Проведены экспериментальные исследования упрочняющей обработки плоских поверхностей образцов из стали 12ХНЗА при  $Ra_{фр} = 3,2...12,5$  мкм. После математической обработки экспериментальных данных была получена следующая эмпирическая формула для определения параметра шероховатости  $Ra$ :

$$Ra = 18,35 Ra_{фр}^{-0,28} P^{-0,51} S_M^{0,22}. \quad (4)$$

Использование на практике зависимости (4) дает возможность решать три технологические задачи при требуемой параметрической надежности  $p(t)$  обеспечения параметра шероховатости плоской поверхности детали после упрочняющей обкатки роликом  $Ra$ .

1. Если по эксплуатационным условиям задан параметр  $Ra$  и известна шероховатость поверхностного слоя детали после чистового фрезерования  $Ra_{фр}$ , а в качестве управляющего фактора технологической операции упрочняющей обработки выбрана сила обкатки  $P$ , то, задаваясь подачей  $S_M$

и надежностью обеспечения параметра шероховатости  $Ra$ , равной  $p(t) = 0,95$ , значение  $P$  может быть вычислено по формуле:

$$P \approx 337,7 \frac{S_M^{0,44}}{Ra^{1,96} Ra_{фр}^{0,56}}. \quad (5)$$

2. Если при известных значениях  $Ra$ ,  $Ra_{фр}$  и  $P$  необходимо назначить подачу  $S_M$ , то ее значение с вероятностью  $p(t) = 0,95$  определяем по формуле:

$$S_M = 5 \cdot 10^{-5} Ra^{4,54} Ra_{фр}^{1,27} P^{2,32}. \quad (6)$$

3. Если приняты режимы упрочняющей обработки поверхностей  $P$ ,  $S_M$  и задано значение параметра шероховатости  $Ra$ , то для обеспечения параметрической надежности с вероятностью  $p(t) = 0,95$  с учетом технологической наследственности на чистовой фрезерной операции необходимо получить параметр шероховатости  $Ra_{фр}$ , определяемый по формуле:

$$Ra_{фр} \approx 2,5 \cdot 10^4 \frac{S_M^{0,76}}{Ra^{3,57} P^{1,85}}. \quad (7)$$

Практическое использование формул (4)–(7) позволяет разработчику технологического процесса механической обработки детали назначать пооперационные режимы и условия обработки, обеспечивающие установленный конструктором параметр шероховатости поверхности  $Ra$  с требуемой параметрической надежностью  $p(t) = 0,95$  при заданном диапазоне его изменения.

Из формулы (7) следует, что для обеспечения с вероятностью  $p(t) = 0,95$  требуемого значения эксплуатационного параметра качества плоской поверхности детали  $Ra$  в заданном диапазоне его изменения  $\pm \delta Ra$  необходимо, чтобы при чистовой фрезерной обработке поверхности детали был обеспечен допустимый диапазон изменения параметра  $\pm \delta Ra_{фр}$ , вычисляемый при симметричном поле рассеяния параметра  $Ra_{фр}$  по формуле:

$$\delta(Ra)_{фр} \approx 2,5 \cdot 10^4 \frac{S_M^{0,76}}{\delta Ra^{3,57} P^{1,85}}. \quad (8)$$

Зависимость (8) позволяет при разработке технологической документации на изготавливаемую деталь согласовывать значения параметра шероховатости  $Ra$  по ходу проектирования операций механической обработки, обеспечивая требуемую вероятность его достижения на каждой операции.

Аналогично представленным выше результатам исследования функциональной зависимости  $Ra$  от  $Ra_{фр}$  такие же зависимости могут быть получены и для других показателей качества поверхностного слоя детали, в том числе при назначении в качестве предварительной обработки плоской поверхности детали строгания или протягивания.

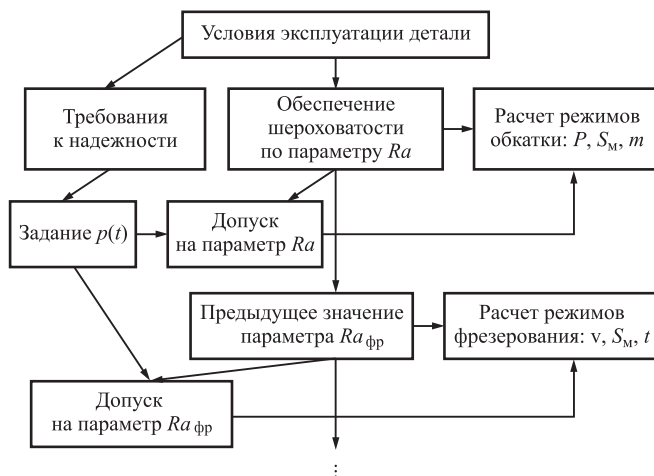


Рис. 3. Блок-схема назначения режимов обработки плоских поверхностей деталей с обеспечением заданной вероятности  $p(t)$  достижения параметра шероховатости  $Ra$

**Выводы**

Выполненные исследования позволили выявить особенности процесса формирования показателей качества плоских поверхностей деталей при их упрочняющей обкатке роликом, характеризующиеся достижением предельных значений показателей в зависимости от силы обкатки и разброса по поверхности при различном числе проходов инструмента. Получена функциональная зависимость параметра шероховатости  $Ra$  от его начального значения и режимов обкатки плоской поверхности детали упрочняющим роликом, использование которой позволяет решить ряд технологических задач, связанных с обеспечением параметрической надежности показателей качества поверхностного слоя деталей, подвергнутых обкатке упрочняющим роликом.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. **Зык Е.Н., Плешаков В.В.** Влияние отделочно-упрочняющей обработки дробью на прочностные свойства и характеристики деталей из высокопрочных сталей при производстве и восстановлении // Известия

высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. 2016. № (37). С. 138–148.

2. **Одинцов Л.Г.** Финишная обработка деталей алмазным выглаживанием и вибровыглаживанием. М.: Машиностроение. 1981. 150 с.

3. **Отделочно-упрочняющая** обработка деталей многоконтактным виброударным инструментом / А.П. Бабичев и др. Ростов-на-Дону: Издательский центр ДГТУ, 2003. 192 с.

4. **Бутенко В.И.** Финишная обработка поверхностей деталей: способы, устройства, инструменты. Ростов-на-Дону: Издат. центр ДГТУ. 2015. 219 с.

5. **Пат. на полезную модель 76708 РФ, МПК G01B 7/06, G01B 27/16.** Устройство для измерения толщины поверхностного токопроводящего слоя изделия / В.И. Бутенко, Д.С. Дуров, Л.В. Гусакова; заявитель и патентообладатель ФГАОУ ВПО "Южный федеральный университет"; № 2008114956/22; заявл. 16.04.2008; опубл. 27.09.2008, Бюл. № 27.

6. **Пат. 152955 РФ, МПК B24B 39/00.** Устройство для упрочняющей обработки плоских поверхностей деталей / В.И. Бутенко; заявитель и патентообладатель ФГАОУ ВО "Южный федеральный университет"; № 2014146808/02; заявл. 20.11.2014; опубл. 27.04.2015, Бюл. № 12.

7. **Бутенко В.И., Кулинский А.Д., Гусакова Л.В.** Определение склонности материала к технологической наследственности при отделочно-упрочняющей обработке поверхностей деталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 1 (145). С. 9–13.

УДК 621.9

DOI: 10.36652/1813-1336-2021-17-9-405-407

**Б.Я. Мокрицкий**, д-р техн. наук  
(Комсомольский-на-Амуре государственный университет),  
**Е.Б. Мокрицкая**, канд. техн. наук  
(Дальневосточный федеральный университет, г. Владивосток)  
E-mail: boris@knastu.ru

## Лезвийная обработка упрочненных материалов. Часть 1. Управление обработкой материалов, упрочненных при статико-импульсном нагружении\*

*Показаны возможности обработки материалов твердостью до 65 HRC твердосплавными концевыми фрезами. Приведены примеры фрезерования закаленных инструментальных сталей и многослойных материалов на основе конструкционных сталей с наплавками повышенной твердости. Рассмотрены результаты использования различных типов и марок инструментов. Описан метод управления динамическими параметрами системы резки высокотвердых материалов на основе контролируемой акустической эмиссии.*

**Ключевые слова:** фрезерование, инструментальные стали, концевые фрезы, твердые наплавки, период стойкости, режущий инструмент, оценка обработки по параметрам акустической эмиссии.

*The possibilities of processing materials with hardness up to 65 HRC with carbide end mills are shown. Examples of milling hardened tool steels and sandwich-type materials based on structural steels with high-hardness surfacing are given. The results of the use of various types and brands of tools are considered. A method for controlling the dynamic parameters of a cutting system for high-hardness materials based on controlled acoustic emission is described.*

**Keywords:** milling, tool steels, end mills, hard surfacing, life, cutting tool, evaluation of processing by acoustic emission parameters.

\*Сведения о результатах фрезерования сталей, упрочненных статико-импульсной обработкой, использованы с согласия профессора А.В. Киричека без раскрытия сведений, представляющих государственную тайну, или сведений, полученных при выполнении грантов Российского научного фонда.

### Введение

Востребованность материалов, имеющих высокую твердость, постоянно повышается, особенно в оборонной и космической отраслях [1–3]. Ограничения по конфигурации детали исключают применение торцевого шлифования и возможна обработка только концевыми фрезами. Речь не идет об обеспечении эффективной обработки, необходимо обработать любой ценой в указанные сроки. При этом ограничивают диаметр фрезы, иногда и ее длину.

Концевое фрезерование по определению подразумевает наличие циклических нагрузок на фрезу, чаще знакопеременных. В силу этого отказы концевых фрез классифицируют по признакам: износ режущих кромок, микровыкрашивание режущих кромок, скол режущей части и скол хвостовика (рис. 1). Превалирует скол хвостовика.

Технологическими приемами и конструкцией хвостовика фрез скол удается минимизировать [4]. Это повышает эффективность фрезерования концевыми фрезами упрочненных материалов, но проблему не решает. Потребность в высокотвердых конструкционных материалах растет.

Одним из наиболее эффективных методов создания высокотвердых материалов является статико-импульсное упрочнение [5–8]. Суть этого метода: на еще горячий наплавленный материал заготовки детали воздействуют управляемым ударным импульсом, в результате чего физико-механические свойства поверхностного слоя металла существенно изменяются.

Авторы статико-импульсной обработки (СИО) объясняют это следующим образом [8]. "Статико-импульсная обработка является новым способом поверхностной пластической деформации. Ее особенностью является комбинированное статическое и динамическое нагружение очага деформации. Основное деформирующее воздействие происходит за счет динамической составляющей

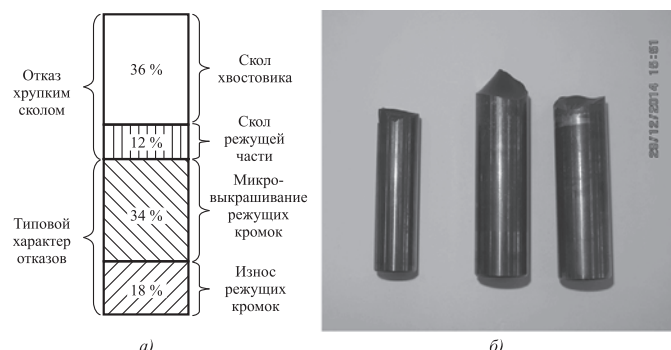


Рис. 1. Долевое соотношение видов разрушения концевых фрез (а), примеры (б) скола хвостовика

нагрузки, которая формируется в ударной системе и сообщается в очаг деформации в виде пролонгированного импульса. Предварительное статическое поджатие инструмента к обрабатываемой поверхности позволяет более полно использовать энергию ударного импульса. Эта особенность выгодно отличает СИО от известных способов упрочнения. Поверхностный слой детали — это слой, у которого структура, фазовый и химический состав отличаются от основного металла, из которого сделана деталь. В поверхностном слое можно выделить следующие основные зоны:

- 1) зону толщиной  $1...10^2$  нм адсорбированных из окружающей среды молекул и атомов органических и неорганических веществ;
- 2) зону толщиной  $10^{-3}...1$  мкм продуктов химического взаимодействия металла с окружающей средой (обычно оксидов);
- 3) граничную зону, толщиной несколько межатомных расстояний, имеющую иную, чем в объеме, кристаллическую и электронную структуру;
- 4) зону толщиной  $0,01...0,1$  мм с измененной по сравнению с основным металлом структурой, фазовым и химическим составом, которая возникает при изготовлении и эксплуатации детали.

Толщина и состояние указанных слоев поверхностного слоя могут изменяться в зависимости от состава материала, метода обработки, условий эксплуатации. Глубина упрочнения, достигаемая в результате СИО, составляет  $6...10$  мм в зависимости от марки стали. Эффективная глубина слоя, упрочненного на 20 % и более, возрастает по сравнению со статическим накатыванием в  $1,8...2,7$  раза, а глубина слоя, упрочненного на 10 % и более — в  $1,7...2,2$  раза".

Ниже приведены отдельные результаты обработки таких материалов твердосплавными концевыми фрезами. Примеры фрез показаны на рис. 2 (см. обложку).

Сведения о результатах обработки закаленной стали (твердость  $52...60$  HRC, это твердость, соизмеримая с твердостью напильников) приведены в таблице. Использовали высокопроизводительный трехкоординатный станок с ЧПУ модели DMG MORI DMU 50 ecoline. Замеряли величину износа зубьев (пластин) фрезы по задней грани. Для измерения использовали сопутствующий станку прибор наблюдения состояния режущих кромок марки MAGE, большой инструментальный микроскоп и видеоизмерительную машину модели Micro Sol 161.

Из данных таблицы следует, что рассмотренные фрезы существенно (до 2 раз) отличаются по периоду стойкости.

Результаты испытаний концевых фрез

Фреза	Режим резания	Период стойкости фрезы (до износа 0,5 мм), мин
Фреза концевая монолитная твердосплавная (обозначение M.A. Ford 135 00393 0017 135 10-030 180(60)-0.5r) 2 зуба, диаметр 10 мм	Скорость резания 50 м/мин. Подача на зуб фрезы 0,08 мм/зуб. Глубину резания от 0,5 мм до 1 мм и более. Смазочно-охлаждающая технологическая среда не применялась. Обрабатываемый материал — инструментальная сталь X12M, твердость 52 HRC	12
Фреза концевая монолитная (обозначение на упаковке T73748QTA, обозначение на хвостовике Z16MCR), 10.0mm C/R 0.38-0.51 TIN-A (SGS), 2 зуба, диаметр 10 мм		10
Фреза концевая монолитная MS4RXP 100 072 005 d1 = 10, d2 = 10, h6, l1 = 72, l2 = 22, R = 0,5; Alcrona Pro		9
Фреза сборная (модель 115021188 K5 BC, производство Sandvik coromant, с механическим креплением винтом 5 штук круглых пластин марки KENNAMETAL RDPX 1003MOSHPC725M INSERT SFOR D&M Qty:5 2263057 CHINA 113598658 F4TJ. Диаметр фрезерной головки 50 мм, показана на рис. 2, z	Скорость резания 50 м/мин, подача на зуб 0,05 мм/зуб, глубина резания 0,5...1,0 мм, ширина прохода фрезой 20...30 мм. Применение полива смазывающе-охлаждающей технологической средой	18
Фреза монолитная (обозначение на хвостовике фрезы: SGS T87429ATAA; на упаковке: 9FL CUTTER 16MM X 92MM 3CR TA), 9 зубьев, длина фрезы 92 мм, длина режущей части 30 мм, диаметр 16 мм, производство корейской фирмы Korloy	Скорость резания 50 м/мин, подача на зуб 0,03 мм/зуб, глубина резания 0,5 мм. Применение полива смазывающе-охлаждающей технологической средой	14
	Скорость резания 100 м/мин, подача на зуб 0,05 мм/зуб, глубина резания 0,5 мм. Применение полива смазывающе-охлаждающей технологической средой	12
	Скорость резания 200 м/мин, подача на зуб 0,05 мм/зуб, глубина резания 0,5 мм. Применение полива смазывающе-охлаждающей технологической средой	10

**Заключение**

Показана возможность обработки концевыми твердосплавными фрезами сталей, имеющих высокую твердость (52 HRC). Наиболее эффективной по периоду стойкости в этих сравниваемых условиях оказалась фреза сборная (модель 115021188 K5 BC, производство шведской инструментальной фирмы Sandvik coromant). Параметры примененных режимов резания не высоки, но они приемлемы для машиностроительных предприятий. Такая обработка может конкурировать с обработкой шлифованием по производительности, тем более она вне конкуренции в условиях, когда нельзя или нет возможности применить шлифование либо обработку торцевыми фрезами с большим числом режущих пластин. Совершенствование обработки концевыми фрезами возможно за счет применения новых покрытий, разработка которых необходима с учетом конкретных условий эксплуатации.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Киричек А.В., Лазуткин А.Г., Соловьев Д.Л. Классификация способов поверхностного динамического упрочнения // Информационные и социально-экономические

аспекты создания современных технологий. Межвуз. сб. науч. тр. Набережные Челны, КПИ, 1997. С. 22—27.

2. Киричек А.В., Лазуткин А.Г., Соловьев Д.Л. Статико-импульсная обработка и оснастка для ее реализации // СТИН. 1999. № 6. С. 20—24.

3. Киричек А.В., Соловьев Д.Л. Влияние предварительного статического нагружения на микротвердость // Точность технологических и транспортных систем: Материалы междунар. науч.-техн. конф. Пенза: 1998. Ч. 2. С. 108—111.

4. Мокрицкий Б.Я., Верещагин В.Ю., Верещагина А.С. Моделирование как средство оптимизации геометрии металлорежущего инструмента // Металлообработка. 2018. № 1. С. 14—19.

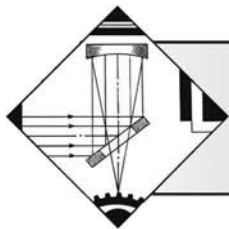
5. Бабей Ю.И. Физические основы импульсного упрочнения стали и чугуна. Киев: Наукова думка, 1987. 238 с.

6. Влияние формы инструмента на энергетические характеристики ударного импульса при статико-импульсной обработке / А.Г. Лазуткин и др. // Проектирование технологических машин: сб. научн. трудов. М.: МГТУ "Станкин". 1998. Вып. 9. С. 64—71.

7. Выбор параметров бойка и волновода при статико-импульсном упрочнении / А.Г. Лазуткин и др. // Ресурсосберегающие технологии машиностроения: сб. научн. трудов. М.: МГААТМ, 1996. С. 181—188.

8. Киричек А.В., Соловьев Д.Л. Технология и режимы упрочнения статико-импульсной обработкой // Справочник. Инженерный журнал. М.: 2003. № 2. С. 17—19.





Е.В. Краснова, Ю.А. Моргунов, канд. техн. наук, Б.П. Саушкин, д-р техн. наук  
(Московский политехнический университет)  
E-mail: sbp47@mail.ru

## Микрогеометрия поверхности изделий электронно-лучевого аддитивного производства. Селективное электронно-лучевое плавление

*Приведены результаты анализа работ, связанных с формированием микрогеометрии поверхности в процессе селективного электронно-лучевого плавления и уточнена физическая модель протекания этого процесса. Описана развивающаяся аддитивная технология селективного электронно-лучевого сплавления и направления, по которым проводятся ее исследования, в частности анализ металлургического процесса, образование микроструктуры материала, формирование дефектов микроструктуры. Рассмотрены шероховатость поверхности изделий, полученных по технологии SEBM, а также микрогеометрия поверхностей и механизмы ее формирования в зависимости от различных параметров процесса.*

**Ключевые слова:** точность формообразования, электронный луч, шероховатость поверхности, микрогеометрия поверхности, технологический режим.

*The results of the analysis of works related to the formation of surface microgeometry in the process of selective electron-beam melting are presented, and the physical model of this process is refined. The developing additive technology of selective electron-beam alloying and the directions in which its research is carried out, in particular, the analysis of the metallurgical process, the formation of the microstructure of the material, the formation of microstructure defects, are described. The roughness of the surface of products obtained by the SEBM technology, as well as the microgeometry of surfaces and the mechanisms of its formation, depending on various parameters of the process, are considered.*

**Keywords:** shaping accuracy, electron beam, surface roughness, surface microgeometry, technological mode.

### Введение

Быстрый рост числа публикаций в области электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) изделий из металлов и сплавов [1–13], создание за 1,5–2 десятилетия рынка технологического оборудования и технологических услуг [14–17] свидетельствуют о появлении перспективного направления в производстве наукоемкой продукции машиностроения [4, 7, 18].

Большинство работ, опубликованных по этой тематике, посвящено исследованию металлургических процессов, протекающих в зоне контакта пучка электронов с материалом (диаметр пучка ~200 мкм, мощность — до 3 кВт, скорость охлаждения расплава —  $10^3 \dots 10^6$  К/с) [19, 20]. Образование микроструктуры материала в этих условиях,

формирование дефектов микроструктуры в процессе плавления-кристаллизации и физико-механические свойства материала рассматриваются в работах [3, 6, 10, 20–22]. Вместе с тем технологические характеристики, такие как точность формообразования, качество поверхностного слоя и влияние на них параметров режима, изучены недостаточно [12, 13, 23–27].

К настоящему времени представлены два основных в промышленном масштабе вида ЭЛАП. Первый из них относится к группе Powder Bed Fusion (PBF) по классификации ASTM и основан на селективном плавлении предварительно нанесенного порошкового слоя электронным пучком, перемещающимся по заданной программе [12]. Второй вид, Directed Energy Deposition (DED) — основан на плавлении присадочной проволоки,

непрерывно подаваемой с заданной скоростью в ванну расплава. Ванна формируется на поверхности изделия электронным пучком и перемещается по заданной программе [13]. В табл. 1 представлена классификация видов аддитивного производства (АП) по стандарту ASTM и разработанному на его основе российскому стандарту.

В указанных выше классификационных группах имеются конкурентоспособные технологии с иными физическими принципами переноса энергии в зону обработки. Так, в табл. 2 представлены методы АП изделий из металлов и сплавов,

такие как SLM (селективное лазерное плавление), EBМ (электронно-лучевое плавление), WAAM (плавление электрической дугой с подачей проволоки), EBAM (электронно-лучевое плавление с подачей проволоки) и приведена их сравнительная характеристика по данным работ [5, 7, 8, 30–32].

Как видно, EBМ уступает селективному лазерному плавлению SLM по показателям точности и шероховатости поверхности, но обеспечивает низкий уровень остаточных напряжений, что позволяет в ряде случаев исключить дорогостоящие операции дополнительной тепловой обработки (отжиг или горячее изостатическое прессование). Поэтому технологические возможности этих конкурирующих технологий следует рассматривать с учетом их достоинств и недостатков.

Что касается технологий EBAM, то они обеспечивают наибольшую производительность среди рассмотренных конкурирующих технологий [30–32], но при этом обладают недостаточной точностью и высокой шероховатостью или волнистостью.

Технологические характеристики процессов обработки материалов электронным пучком в качестве носителя энергии определяются физическими свойствами пучка [12].

Ниже обсуждаются результаты формирования микрогеометрии поверхности изделий АП, полученных по технологии селективного электронно-лучевого плавления (СЭЛП) с использованием для этой технологии общепринятой в литературе аббревиатуры EBМ. Оборудование для этой технологии производит компания Arcam AB (Гетеборг, Швеция, основана в 1997 г., сейчас входит в компанию GE Additive), разработавшая в начале 2000-х годов основные принципы технологии селективного электронно-лучевого плавления и доминирующая к настоящему времени в этом сегменте мирового рынка оборудования. Помимо Arcam, в этом сегменте работают также японская компания JEOL, Freemelt, а также китайские производители, такие как Sailong Metal.

### Технологии селективного электронно-лучевого плавления (EBM)

Из-за характера процесса построения изделий по технологии EBМ готовые детали имеют относительно большую шероховатость поверхности [11, 21–24]. Это приводит к уменьшению эффективного поперечного сечения изделия [24, 25], снижению его механических свойств [25, 26] и ресурса [11, 24]. Обусловленное этим невысокое сопротивление усталости рассматривается как одна из причин, ограничивающих широкое рас-

Таблица 1

#### Классификационные группы методов аддитивного производства

Классификация категорий технологий АП по ASTM [28]	№ п/п	Классификация типов процесса по ГОСТ 57 558–2017 [29]
Binder Jetting	1	Струйное нанесение связующего
<b>Directed Energy Deposition (DED)</b>	<b>2</b>	<b>Прямой подвод энергии и материала</b>
Material Extrusion	3	Экструзия материала
Material Jetting	4	Струйное нанесение материала
<b>Powder Bed Fusion (PBF)</b>	<b>5</b>	<b>Синтез на подложке</b>
Sheet Lamination	6	Листовое ламинирование
Vat Photopolymerization	7	Фотополимеризация в ванне

Таблица 2

#### Сравнительная характеристика некоторых технологий АП

Параметр	Исходный материал, категория АМ			
	Порошок, PBF		Проволока, DED	
	SLM	EBM	WAAM	EBAM
Толщина слоя, мкм	20...100	50...200	20...100	50...200
Скорость осаждения, см <sup>3</sup> /ч	До 100	До 80	До 800	До 2500
Точность построения, мм	±0,05	±0,13	±0,2	Низкая
Ra, мкм	5...40	25...130	200	200
Пористость p, %	0,1...0,5	0,1...0,3	—	Менее 0,2
Остаточные напряжения после АМ $\sigma_{oc}$ , МПа	100...500	Очень низкие	Высокие	Низкие

пространение технологии EBM при изготовлении деталей машин [33–35].

Частичное плавление приграничного порошка, эффект ступенчатой лестницы и параметры режима построения — три основных фактора, определяющих качество поверхности изделий, полученных по технологии EBM [5, 8, 11, 30, 36–38]. В этой технологии обычно используют порошки с размерами 45...150 мкм, толщина наплавленного слоя обычно составляет 50...200 мкм. Так, при выбранном размере порошка Ti—6Al—4V (45...106 мкм) минимальная толщина слоя для достижения лучшего качества поверхности составляет 50 мкм. В этом случае экспериментально полученная среднearифметическая высота неровностей профиля  $Ra$ , типичная для EBM, лежит в пределах 25...36 мкм.

Параметры шероховатости определенным образом ограничены допусками размера и формы [39, 40]. Для каждого допуска размера и формы устанавливают минимальные требования к шероховатости поверхности в виде наиболее грубого предела допускаемых значений высотных параметров шероховатости. Так, например, при допуске формы 60 % от допуска размера  $T_p$  ограничение выступает в виде одностороннего неравенства  $Ra \leq 0,05T_p$ . Из сказанного следует, что шероховатость, выраженная параметром  $Ra = 30$  мкм соответствует допуску размера 600 мкм, что указывает на невысокую точность размера при EBM (примерно IT13 для диапазона размеров 80...180 мм и IT14 для диапазона 18...80 мм) и необходимость дополнительной обработки поверхностей, требующих большей точности. На практике после построения изделия осуществляют пневмомеханическую обработку тем же порошком. Это трудоемкая операция, которая приводит к снижению шероховатости поверхности изделия [41]. Кроме того, для этой цели применяют операции электрохимического полирования, химического травления и гибридные технологии [42–44].

Установлено, что высокая шероховатость поверхности снижает сопротивление усталости изделий АП из-за эффекта концентрации напряжений во впадинах микронеровностей и зарождения усталостных трещин [33], что приводит к снижению ресурса изделия. Эта проблема ограничивает перспективы применения технологий АП в авиационной и ракетно-космической промышленности [34, 35].

Из сказанного следует, что улучшение качества поверхности имеет важное значение для развития EBM-технологий. Используют три основных пути повышения качества поверхности и точности обработки. Первый связан с последующей субтрактивной обработкой и характеризуется дополнительными производственными затратами [45,

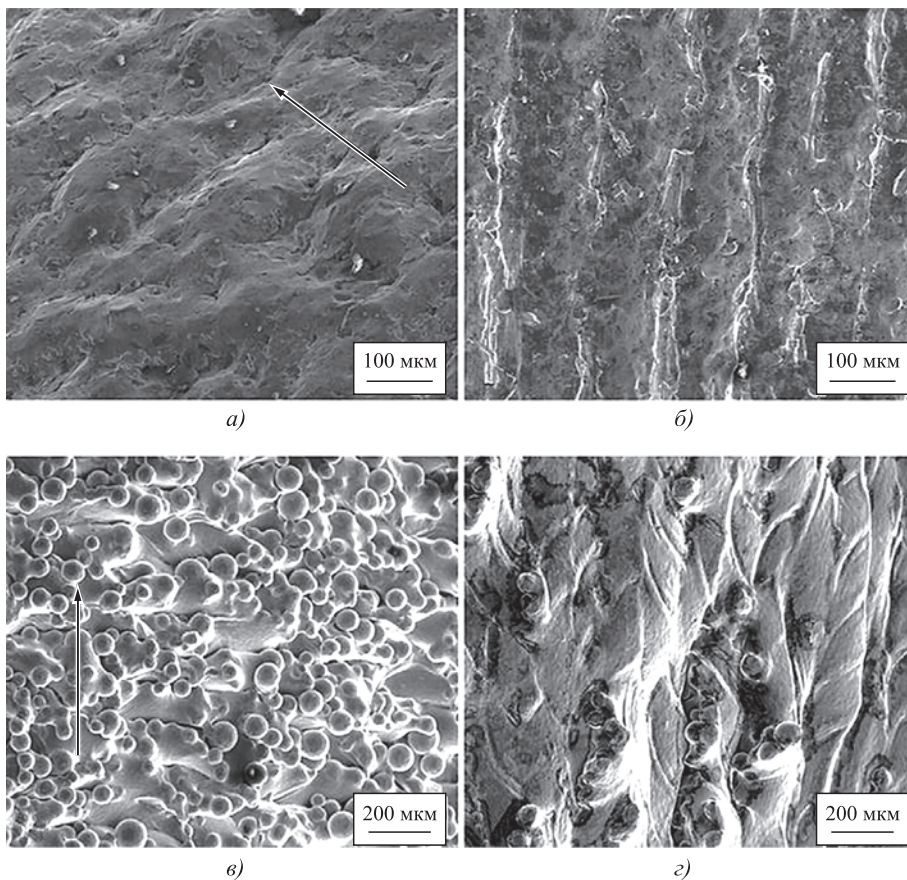
46]. Второй предполагает применение гибридных технологий и периодическую механическую обработку в процессе построения изделия, что тоже приводит к дополнительным издержкам производства [47, 48]. Третий путь основан на совершенствовании самого процесса EBM, расширении его технологических возможностей. Для его эффективного применения необходимо исследовать механизм формирования микрогеометрии поверхности в процессе построения, выявить основные факторы, определяющие достигаемый уровень шероховатости поверхности [36–38, 49–50].

### Микрогеометрия поверхности изделия в технологии EBM

В работах [19, 37, 38, 49] отмечается, что шероховатость поверхности при EBM в 2–3 раза выше, чем при SLM. Это объясняется относительно большими размерами используемого порошка, большими толщиной единичного слоя и плотностью вводимой энергии (табл. 2). На рис. 1 показана морфология поверхности, полученной указанными методами АП. Как видно, горизонтальные поверхности, как в первом (SLM), так и во втором (EBM) случаях, характеризуются шероховатостью, порождаемой наложением (перекрытием) соседних дорожек, формируемых при перемещении пятна контакта электронного пучка по поверхности порошкового слоя. Наблюдается присутствие частично расплавленных частиц порошка на поверхности. Подобный характер морфологии поверхности отмечается и в других работах, например [51].

Сравнивая поверхности, полученные по технологиям SLM и EBM, можно отметить более выраженную шероховатость горизонтальной поверхности во втором случае, что связано с особенностями тепловыделения в веществе при его нагреве электронным пучком. Кроме того, на горизонтальной поверхности образца, полученного по технологии EBM, наблюдаются осевшие на поверхности частицы с большим диапазоном рассеяния размеров, что указывает на частичный выброс материала из ванны расплава в виде паров и, возможно, в капельно-жидком состоянии при переплаве порошка [52]. Еще одной причиной появления таких частиц является эффект сфероидизации перегретого расплава.

Морфологии вертикальных поверхностей образцов также заметно отличаются. На образце, полученном методом SLM, можно идентифицировать чередующиеся слои переплавленного порошка, перпендикулярные к направлению построения, которые формируют периодическую состав-



**Рис. 1. Морфология поверхности вертикальной стенки образцов (а, в) и горизонтальной поверхности образцов (б, г), построенных по технологиям SLM (а, б) и EBM (в, г):**

стрелки на а и в показывают направление построения; для горизонтальных поверхностей б и г направление построения перпендикулярно к плоскости изображения [49]

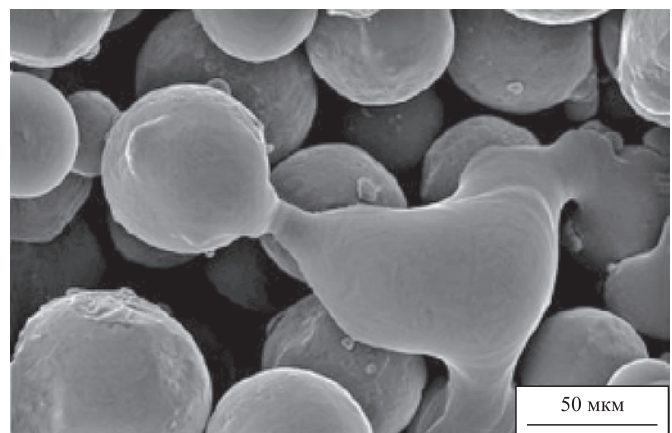
ляющую шероховатости боковой поверхности. На боковой поверхности образцов, полученных методом EBM, эту составляющую трудно идентифицировать из-за большого количества частиц порошка, связанных с истинной поверхностью из-за их частичного оплавления или спекания. Этот эффект характерен для EBM, поскольку каждый слой порошка перед оплавлением площадки построения предварительно спекается [5]. Как следствие — высокая шероховатость поверхности и дополнительные затраты на трудоемкую очистку поверхности изделий от частиц порошка [41].

При анализе шероховатости вертикальных или наклонных поверхностей во многих работах отмечается роль толщины и геометрии слоя [36, 49, 53]. Такое влияние часто называют эффектом "лестничной ступеньки", который характерен для всех видов послойного изготовления изделий и является причиной отклонения реальной поверхности от номинальной. При малой толщине

слоя такие отклонения формируют микрогеометрию поверхности, при большой толщине — отклонение формы поверхности [19, 39].

На шероховатость вертикальных и наклонных поверхностей заметное влияние оказывает тот факт, что при плавлении металлических порошков ванна расплава на границе области построения не может обеспечить равномерное спекание и сплавление порошка. Как результат, отдельные частицы не полностью расположены в пределах переплавленного слоя и связаны с ним шейками-перемычками, форма и размеры которых зависят от размеров частиц, теплофизических свойств материала и параметров режима построения граничных участков отдельного слоя (рис. 2). В работе [54] отмечается, что, в отличие от процесса лазерного аддитивного производства, в процессе EBM применяются предварительный нагрев для легкого спекания слоя порошка при малой мощности электронного луча и высокая скорость сканирования. Предварительный нагрев порошкового слоя решает две основные зада-

чи: создается достаточно прочная и жесткая структура, предотвращающая распыление порошка при последующем плавлении и снижается температурный градиент при сборке изделия. Считают, что



**Рис. 2. Спеченный слой порошка Ti—6Al—4V (×1000) [54]. Диаметр шейки 1...10 мкм**



в процессе спекания происходит плавление мелких частиц, что играет основную роль при фиксации крупных частиц в структуре.

Особенности формирования боковой поверхности изделий при ЕВМ подробно исследованы в работе [38]. Представлены результаты систематических исследований влияния параметров режима на микрогеометрию поверхности образцов из сплава Ti–6Al–4V сечением 5 × 50 мм и высотой 50 мм, построенных на машине Arcam A2X с фиксированной толщиной слоя 50 мкм. Для каждого слоя порошок наносили и разравнивали на площади сборки, затем предварительно нагревали до температуры 650...750 °С с последующим плавлением. На этапе плавления деталь строили в два этапа. Сначала создавали внешнюю границу (контур построения данного слоя). Затем внутриконтурную площадь каждого сечения заполняли растровым перемещением луча змейкой (штриховка).

Таким образом, построение контура определяет шероховатость формируемой внешней поверхности изделия. Используются и изучены два типа контурных стратегий: I — обработка контура непрерывным пучком электронов; II — многоточечная контурная обработка, известная как Multi Beam (рис. 3, см. обложку). Для первой стратегии переменные параметры — ток контурного луча, смещение фокуса луча и функция скорости сканирования. Для второй — переменными параметрами являются количество точек, время формирования пятна расплава, коэффициент перекрытия пятен, ток пучка и смещение его фокуса.

Результаты показывают, что сила тока и скорость перемещения пучка являются наиболее важными параметрами обработки для сканирования контура непрерывным пучком. В то время как для стратегии многоточечного сканирования количество точек, время экспозиции пятна и перекрытие пятен оказывает большее влияние, чем смещение фокуса и ток пучка.

Уменьшение шероховатости поверхности было получено при обеих стратегиях контурного сканирования за счет оптимизации параметров. Кроме того, установлено, что стратегия сканирования I дает большую шероховатость поверхности и худшую геометрическую точность, чем мультиточечный аналог II в оптимизированных условиях.

На рис. 4 представлены фотографии верхней части и боковой поверхности образцов, полученных по стратегиям I (а, б) и II (в, г). Образцы, полученные по стратегии I, были идентичны во всех экспериментах, за исключением толщины контуров. Авторы отмечают, что погрешности размеров до 1 мм наблюдались при измерении ширины образца. Это согласуется со сделанной ранее оценкой точности поперечных размеров построенных образцов при ЕВМ. Поверхность изделия, построенного по SLM-технологии, намного более гладкая, чем по технологии ЕВМ, что связывают с более высоким тепловым излучением, индуцированным высокоэнергетическим электронным пучком. В связи с этим ЕВМ создает более широкий бассейн расплава, что негативно влияет на получение гладкой поверхности. Замечено также, что значение параметра шероховатости поверхности деталей, полученных методом ЕВМ, очень близко к среднему размеру частиц используемых порошков.

На боковой поверхности некоторых образцов наблюдалась нерегулярная кластеризация расплавленного Ti–6Al–4V, что приводило к высокой шероховатости поверхности. Причина этого явления заключается в непрерывном характере подачи энергии в порошковый слой в процессе контурной обработки с отводом тепла в основном вниз к ранее построенным слоям. В результате происходит переплавление слоев, частичное растекание менее вязкого перегретого расплава и образование кластеров.

Если скорость сканирования становится слишком высокой, то поступающей энергии недостаточно, чтобы расплавить порошок по контуру. Подобный эффект может наблюдаться и при выборе тока

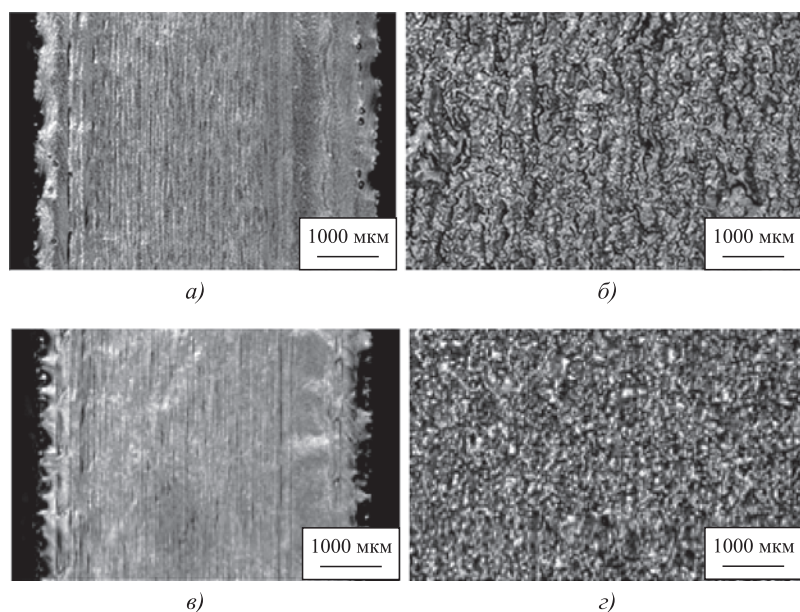


Рис. 4. Поверхности образцов, полученных по стратегиям I (а, б) и II (в, г):

а, в — вид сверху; б, г — вид сбоку



пучка — слишком низкое значение силы тока не обеспечивает достаточную энергию для плавления порошка. С другой стороны, если ток пучка слишком велик или скорость сканирования слишком мала, то нестабильная ванна расплава вызывает перегревание или даже испарение расплавленного металла из-за слишком большого количества энергии. Это согласуется с результатами работы [55], где показано, что возрастание тепловыделения, вызванное либо увеличением тока электронного пучка, либо уменьшением скорости сканирования или смещения фокуса электронного пучка, может привести к ухудшению качества материала и повышению шероховатости поверхности деталей из Ti-6Al-4V (рис. 5). Поэтому рабочие параметры режима на рис. 5 должны лежать в секторе между прямыми линиями, отражающими тепловыделение 100 и 300 Дж/м. В [56] сделан вывод о том, что любой параметр, влияющий на количество тепла, доступное для частичного плавления порошка, может влиять на шероховатость поверхности.

Отметим, что разброс значений параметра шероховатости  $Ra$  по вертикальному и горизонтальному направлениям для образцов, полученных на различных режимах, составил в [38] соответственно 24,1...39,3 мкм и 19,7...31,2 мкм.

Образцы, построенные по стратегии II, характеризуются диапазоном значений  $Ra$  по вертикальному направлению 26,1...40,5 мкм, по горизонтальному — 25,5...33,5 мкм. Таким образом, возможности регулирования параметра шероховатости за счет параметров режима ограничены и в том и в другом случаях.

При реализации стратегии II количество точек плавления наиболее заметно влияет на изменение шероховатости. Отмечено также некоторое влияние таких параметров, как время экспозиции и

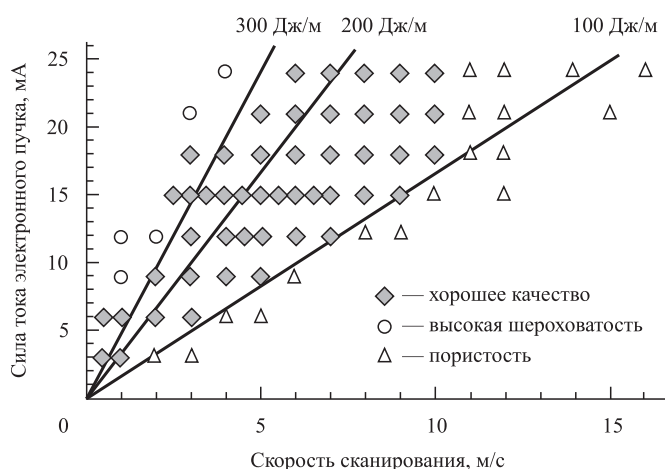


Рис. 5. Влияние тока электронного пучка и скорости сканирования на качество построения изделия

коэффициент перекрытия пятен. Лучшие результаты были достигнуты в экспериментах с числом пятен более 40, временем экспозиции 0,4 мс и перекрытием 0,6 мм при токе луча 4 мА. Ток луча и смещение фокуса оказали незначительное влияние на шероховатость поверхности, так как количество энергии, передаваемой от луча к порошку, было относительно небольшим, и преобладающее влияние на шероховатость поверхности оказывали другие параметры.

Авторы [11, 38, 58] считают, что заметного снижения шероховатости поверхности можно достичь при применении порошков более мелких фракций и, соответственно, с меньшей толщиной слоя. С одной стороны это снизит объем дополнительной обработки, но с другой — более мелкий порошок дороже, что увеличивает общую стоимость изготовления. Кроме того, чем меньше толщина слоя, тем больше число слоев и время обработки, что, в свою очередь, снижает производительность и увеличивает себестоимость изготовления. Переход к мелким фракциям порошков приводит также к снижению уровня безопасности жизнедеятельности и увеличению антропогенной нагрузки на окружающую среду.

Таким образом, значения параметра шероховатости поверхности и соответствующих параметров режима изготовления следует находить, решая задачу многокритериальной оптимизации с учетом всего комплекса технологических и технико-экономических показателей [57].

Важным условием при построении высококачественных изделий является слияние контуров и штриховки. Дефекты на границе раздела контуров и штриховки не были обнаружены. Следовательно, использованные стратегии могут успешно применяться для построения деталей без снижения их механических свойств.

В работах [51, 53, 56] также отмечается, что высокие значения параметра шероховатости поверхности построения являются недостатком технологии EBM. Указаны типичные значения  $Ra$ : 11 мкм и 25...35 мкм для изделий из Ti-6Al-4V, полученных методами SLM и EBM соответственно. На ряде примеров показана необходимость контроля шероховатости поверхности изделий. Высокая шероховатость поверхности, вызванная нерасплавленным порошком, рассматривается как возможная причина трещин, инициированных в решетчатых структурах, построенных по технологии EBM.

Авторами [56] исследовался вопрос о влиянии расположения изделий в области построения на шероховатость поверхности. Ряд тонких пластин из Ti-6Al-4V толщиной 1 мм, шириной 100 мм

и высотой 100 мм были построены по технологии ЕВМ. Между ними в процессе построения устанавливали три интервала: 5, 10 и 20 мм. Все пластины были изготовлены с идентичными параметрами процесса ЕВМ, включая ускоряющее напряжение 60 кВ, ток 10 мА и скорость сканирования 100 мм/с. Использовали стратегию чередующегося сканирования, при которой направление электронного луча изменялось на 90° между последовательными слоями.

Согласно численным расчетам, увеличение числа слоев порошка при построении привело к нагреву пластин из-за накопления тепла между ними. Нагрев был более выраженным при минимальном (5 мм) расстоянии между пластинами.

Установлено, что накопление тепла между тонкими пластинами с малым расстоянием между ними увеличивает вероятность частичного плавления частиц порошка и их закрепления вблизи затвердевшей поверхности.

В статье разработана математическая модель для исследования влияния расположения компонентов на стартовой пластине на аккумулярование тепла. Кроме того, по результатам экспериментальных исследований получено эмпирическое уравнение для прогнозирования шероховатости поверхности как функции шагового расстояния между деталями, расположенными в ряд на стартовой пластине,

$$Ra = -13,24 \ln d + 88,43, \quad (1)$$

где  $Ra$  — параметр шероховатости, мкм;

$d$  — расстояние между пластинами построения, мм.

Анализ различных сторон механизма формирования микрогеометрии поверхности выполнен в работах [11, 58–61]. В работе [58] в качестве одной из причин формирования микрогеометрии рассматривается наличие открытых пор и не полностью

расплавленных областей. Подробный анализ процессов образования пор при ЕВМ выполнен в [59].

В работе [60] при осаждении порошкового никелевого сплава Inconel 718 по технологии ЕВМ обнаружены три вида пор: поры, вызванные отсутствием плавления (ОП), газовые поры (ГП) и усадочные поры (УП). Газовые поры распределены случайным образом внутри контура штриховки, ОП были сосредоточены, преимущественно, в области контура и границы раздела "контур-штриховка", усадочные поры наблюдались в области контура. Аналогичные поры наблюдаются при исследовании структуры сплава Ti–6Al–4V [61] (рис. 6). Авторы работы [62] провели классификацию видов пор.

В работе [53] исследовался эффект "ступенчатой лестницы" при формировании микрогеометрии изделий из стали 316L методом SLM. Показано, что при толщине слоя построения, сравнимой с размером частицы, эти частицы в результате адгезии могут заполнять промежутки между последовательными слоями, тем самым влияя на фактическую шероховатость поверхности. Разработана математическая модель, учитывающая присутствие частиц на верхних поверхностях, в дополнение к эффекту ступеньки, для точного прогнозирования шероховатости поверхности. Шероховатость поверхности, предсказанная этой моделью, хорошо согласуется с наблюдаемой экспериментально. Технология ЕВМ позволяет получать пространственные решетчатые структуры с низкими остаточными напряжениями и хорошими механическими свойствами. Однако грубая шероховатая поверхность после построения оказывает негативное влияние на механические свойства металлов и сплавов [11, 38, 56].

В [42] решетчатая конструкция, состоящая из элементарных ячеек 10×10×10 мм, построена с использованием машины ARCAM A1 и порошка Ti–6Al–4V в качестве исходного материала.

Диаметр стойки ячейки составлял 1,66 мм. Единичные стойки были вырезаны из готовой конструкции, а затем исследованы методом рентгеновской микротомографии и электронной сканирующей микроскопии.

На рис. 7 представлена электронная микрофотография стойки, изготовленной по технологии ЕВМ, и построенное на ее основе схематическое изображение погрешностей микрогеометрии. Выделены два типа первичных погрешностей, обусловленных

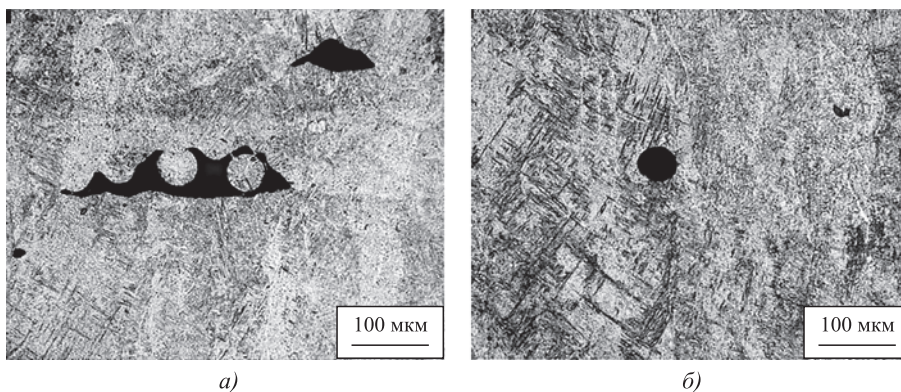
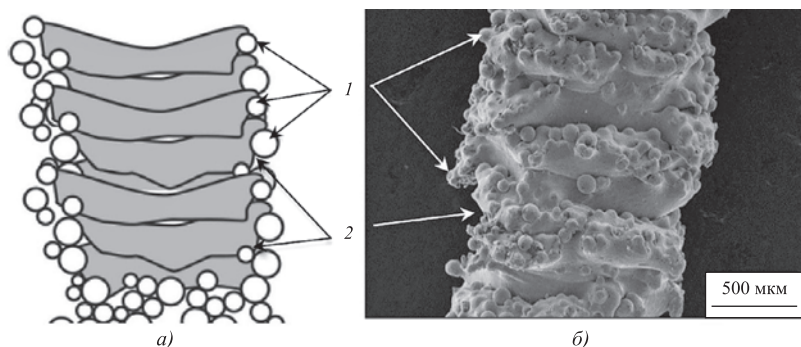


Рис. 6. Поры, вызванные отсутствием плавления порошка (а) и газовые поры (б) [61]



**Рис. 7.** Два типа наблюдаемых погрешностей микрогеометрии стоек (а) и электронная микрофотография единичной стойки (б):

1 — не полностью расплавленные частицы порошка на стойке; 2 — впадины между соседними пластинами, соответствующими смежным слоям построения

протеканием процесса ЕВМ. Авторы отмечают, что указанные составляющие микрогеометрии стоек ухудшают статические механические свойства построенной конструкции [25] и, выступая в качестве концентраторов напряжений, снижают ее сопротивление усталости при динамическом нагружении.

Исследования, проведенные в [63], указывают на аналогичные дефекты решетчатых структур из сплава Ti—6Al—4V при анализе стоек додекаэдров, построенных по технологии ЕВМ. Авторы отмечают, что низкое качество поверхности может зависеть от величины входной энергии. Малая потребляемая энергия приводит к недостаточному нагреву, появлению нерасплавленных частиц порошка, в то время как слишком высокий уровень подводимой энергии вызовет комкование из-за большой поверхности растяжения капель расплава, образующихся из расплавленного порошка.

Возможность снижения шероховатости элементов решетчатых конструкций, полученных по ЕВМ-технологии, является предметом работ [43, 44].

Анализ литературных данных, профилограмм и фотографий поверхности изделий, полученных по технологии ЕВМ, показывает, что в формиро-

Таблица 3

**Первичные составляющие микрогеометрии (ПСМ) поверхности и их характеристики**

№ п/п	Характер проявления ПСМ	Причина появления ПСМ	Источник
1	Кусочно-линейное приближение поверхности построения (эффект лестничной ступеньки)	Послойный характер построения наклонной или криволинейной поверхности	[19, 49, 36, 58]
2	На поверхности присутствуют неоплавленные частицы порошка	Адгезия частиц порошка на внешней поверхности в температурном поле области построения	[42, 43, 56]
3	Впадины сферической или нерегулярной формы	Наличие дефектов типа пор	[3, 8, 58, 59]
4	Частично оплавленные элементы порошка на внешней границе	Разброс размеров частиц порошка (в пределах фракции) и неравномерное температурное поле на границе построения	[19, 49, 38, 51]
5	Шероховатость обращенной вверх и обращенной вниз поверхностей наклонного конструктивного элемента различна	Влияние гравитационной силы на форму ванны расплава	[53]
6	Влияние положения изделия на плите построения на шероховатость поверхности	Неравномерное температурное поле области построения. Различные условия и интенсивность отвода тепла	[56]
7	Анизотропия параметров микрогеометрии горизонтальных поверхностей построения	Стратегия штриховки наружного слоя, коэффициент перекрытия соседних треков штриховки, параметры режима	[23, 50, 51]
8	Наличие сферических частиц на горизонтальной поверхности построения	Конденсация паров металла (1 мкм и менее), адгезия порошка или кристаллизация жидко-капельных выбросов	[49, 51, 52]
9	Высокочастотные и низкоамплитудные ПСМ	Колебания центра пятна контакта пучка, нестабильность диаметра пятна контакта, погрешность позиционирования точек линии контура	Мало исследованы
10	Наличие, в большинстве случаев, периодической составляющей микрогеометрии поверхности	Послойный характер построения с постоянной толщиной слоя (вертикальная поверхность), наложение дорожек (треков) постоянной ширины (горизонтальная поверхность)	[42, 43]

вании конечной микрогеометрии участвуют первичные микронеровности различной природы. Основные причины, приводящие к появлению первичных микронеровностей, определяют механизм формирования микрогеометрии поверхности при изготовлении объектов из металлов и сплавов (табл. 3).

Влияние параметров режима на микрогеометрию поверхности проявляется, по мнению авторов, главным образом, через изменение условий протекания отдельных механизмов формирования ПСМ [38, 55, 62].

Общий подход к модели формирования микрогеометрии поверхности в процессе технологического воздействия, формально вытекает из возможности разложения любой сложной функции в ряд Фурье [64]. Исходя из этой модели, периодическая первичная составляющая микрогеометрии (ПСМ 10, табл. 3), обусловленная многослойной и многопроходной структурой построения изделия, представляется, в первом приближении, как детерминированная компонента микрогеометрии и описывается функцией вида

$$y = A \cos 2\pi \left( \frac{x}{s} + \varphi_0 \right) + b, \quad (2)$$

где  $A$  — амплитуда;

$x$  — координата вдоль выбранной трассы измерения;

$s$  — средний шаг неровностей;

$\varphi_0$  — фазовый угол;

$b$  — координата базовой линии профиля в выбранной системе координат.

Понятно, что параметры детерминированной компоненты зависят от направления, по которому производится анализ или измерение шероховатости.

ПСМ 1 тоже рассматривают как детерминированную погрешность и используют расчетные выражения для ее нахождения и оценки [36, 58]. Остальные ПСМ являются случайными величинами и описываются своими законами распределения. Они формируют случайную компоненту микрогеометрии, которую представляют случайной функцией  $Y^*(x)$ .

Тогда модель микрогеометрии поверхности в общем случае может быть представлена выражением

$$R = f(Y(x), Y^*(x)), \quad (3)$$

где  $R$  — высотный показатель микрогеометрии;

$Y, Y^*$  — детерминированная и случайная компоненты;

$x$  — координата вдоль трассы измерения.

## Выводы

1. Суммарная шероховатость поверхности в ЕВМ АП формируется в результате наложения первичных составляющих микрогеометрии, генерирующихся при протекании конкретных физических и химических процессов в области построения и характеризующихся собственной амплитудно-частотной характеристикой.

2. Механизмы формирования первичных составляющих микрогеометрии мало исследованы, несмотря на то, что высокая шероховатость поверхности ограничивает область целесообразного применения технологий ЕВМ АП.

3. Влияние параметров режима построения на шероховатость поверхности проявляется в результате усиления или ослабления отдельных механизмов формирования первичных составляющих микрогеометрии, перераспределения их роли и значимости в балансе суммарной микрогеометрии поверхности.

4. Значения параметра шероховатости  $Ra$  поверхности изделий, полученных по технологии ЕВМ, в 2–3 раза выше, чем полученных по технологии SLM, как следствие воздействия на поверхность более мощного концентрированного потока энергии.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

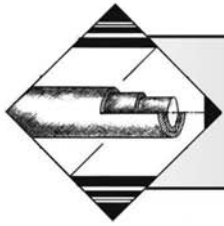
1. **Gong X., Anderson T., Chou K.** Review on powder-based electron beam additive manufacturing technology// ASME/ISCIE2012. International symposium on flexible automation. American Society of Mechanical Engineers. 2012. P. 507–515.
2. **Vayre B., Vignat F., Villeneuve F.** Metallic additive manufacturing: state-of-the-art review and prospects // Mechanics & Industry. 2012. Vol. 13. Is. 02. P. 89–96.
3. **Ming Yan, Peng Yu.** Overview of Densification, Microstructure and Mechanical Property of Additively Manufactured Ti–6Al–4V — Comparison among Selective Laser Melting, Electron Beam Melting, Laser Metal Deposition and Selective Laser Sintering, and with Conventional Powder // Sintering Techniques of Materials. Published by INTECH. 2015. DOI: 10.5772/59275.
4. **Драгунов В.К., Гончаров А.Л., Бузаев М.Ф.** Электронно-лучевые технологии: состояние, проблемы, перспективы // Электронно-лучевая сварка и смежные технологии: матер. междунар. конф. НИУ МЭИ. 17–20.11.2015. С. 388–399.
5. **Korner C.** Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting — a review // International Materials Reviews. 2016. Vol. 61 (5). P. 361–377.
6. **Lewandowski J., Seifi M.** Metal Additive Manufacturing: A Review of Mechanical Properties // Annual Review of Materials Research. 2016. Vol. 46. P. 151–186. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070115-032024>.



7. Жуков В.В., Григоренко Г.М., Шаповалов В.А. Аддитивное производство металлических изделий (обзор) // Автоматическая сварка. 2016. № 5—6 (753). С. 148—153.
8. Zhang L.C., Liu Y., Li S., Hao Y. Additive manufacturing of titanium alloys by electron beam melting: A review. // *Adv. Eng. Mater.* 2018. Vol. 20. 1700842. <https://doi.org/10.1002/adem.201700842>
9. Agius D., Kourousis K., Wallbrink C. A review of the as-built SLM Ti-6Al-4V mechanical properties towards achieving fatigue resistant designs. *Metals*. 2018. Vol. 8 (1). DOI: 10.3390/met8010075.
10. Hosseini E., Popovich V. A review of mechanical properties of additively manufactured Inconel 718 // *Additive Manufacturing*. 2019. Vol. 30. 100877. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100877>.
11. Liu S., Shin Y.C. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review. *Mat. & Des.* 2019. Vol. 164. 107552. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.107552>.
12. Краснова Е.В., Саушкин Б.П. Аддитивное формирование изделий из металлов и сплавов пучком электронов. Селективное плавление (часть 1) // Аддитивные технологии. 2021. № 1. С. 30—41.
13. Краснова Е.В., Саушкин Б.П. Аддитивное формирование изделий из металлов и сплавов пучком электронов. прямая подача энергии и материала в зону плавления (часть 2) // Аддитивные технологии. 2021. № 2. С. 30—43.
14. **Electron Beam** Freeform Fabrication // <https://www.nasa.gov/topics/technology/features/ebf3.html>
15. Аддитивные технологии Arcam EBM // <https://pdf.aeroexpo.com.ru/pdf-en/arcam-ab/arcam-brochure/171999-10126.html>.
16. **Sciaky Inc.** Electron beam additive manufacturing (ebam®). <http://www.sciaky.com/additivemanufacturing/electron-beam-additive-manufacturing-technology>.
17. **World's #1 3D Printing Magazine.** <https://all3dp.com> (дата обращения — 10.12.2020).
18. The Status, Challenges, and Future of Additively Manufacturing in Engineering / W Gao et al. // *Computer-Aided Design*. 2015. Vol. 69. P. 65-89. <https://doi.org/10.1016/j.cad.2015.04.001>.
19. Muzangaza E. The Effects of Titanium Ti-6Al-4V Powders Manufactured Using Electron Beam Melting (EBM) — Additive Manufacturing on Metallurgical Evaluation. University of Birmingham. 2018. 171 p.
20. **Melt pool** dynamics during selective electron beam melting / T. Scharowsky et al. // *Applied Physics A: Materials Science and Processing*. 2014. Vol. 114. P.1303—1307.
21. **Comparison** of the microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting and electron beam melting / X. Zhao et al. // *Mater. & Des.* 2016. Vol. 95. P. 21—31. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.12.135>.
22. **Spatial** and geometrical-based characterization of microstructure and microhardness for an electron beam melted Ti-6Al-4V component / P. Wang, et al. // *Mater. & Des.* 2016. Vol. 95. P. 287—295.
23. Sidambe A.T. Three dimensional surface topography characterization of the electron beam melted Ti6Al4V // *Met. Powder Rep.* 2017. Vol. 72. P. 200—205.
24. **The Influence** of As-Built Surface Conditions on Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Additively Manufactured by Selective Electron Beam Melting / Y.Y. Sun et al. // *JOM* 2016. Vol. 68. P. 791—798.
25. **Mechanical equivalent** diameter of single struts for the stiffness prediction of lattice structures produced by Electron Beam Melting / M. Suard et al. // *Addit. Manuf.* 2015. Vol. 8. P. 124—131.
26. **Numerical modelling** of surface roughness effect on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V obtained by additive manufacturing / B. Vayssette et al. // *International Journal of Fatigue*. 2019. Vol. 123 (1). P. 1-31. DOI:10.1016/j.ijfatigue.2019.02.014.
27. **Surface roughness** of Ti-6Al-4V parts obtained by SLM and EBM: effect on the high cycle fatigue life / B. Vayssette et al. // *Proc.Eng.* 2018. Vol. 213. P. 89—97.
28. **ASTM F2792-12a.** Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies (Withdrawn 2015), ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012. 3 p.
29. **ГОСТ Р 57558-2017/ISO/ASTM 52900:2015.** Аддитивные технологические процессы. Базовые принципы. Часть 1. Термины и определения. М.: Стандартинформ, 2018. 12 с.
30. **Wire-feed additive manufacturing** of metal components: technologies, developments and future interests / D. Ding et al. // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015. Vol. 81(1-4). P. 465-481. DOI: 10.1007/s00170-015-7077-3.
31. **Pan Z., Li H.** Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015. Vol. 81(1-4). P. 465-481. DOI: 10.1007/s00170-015-7077-3.
32. **Fuchs J., Schneider C., Enzinger N.** Wire-based additive manufacturing using an electron beam as heat source // *Weld. World*. 2018. Vol. 62. P. 267—275.
33. **Fatigue performance** of additive manufactured TiAL6V4 using electron and laser beam melting / D. Greitmeier et al. // *Int. Journal of Fatigue*. 2017. Vol. 94. P. 211—217.
34. **Additive manufacturing** for aerospace flight applications / A.A. Shapiro et al. // *Journal of Spacecraft and Rockets*. 2016. Vol. 53 (5). P. 952—959. DOI:10.2514/1.A33544.
35. **Morgunov Yu.A., Saushkin B.P.** Features of additive technologies implementation in aerospace equipment production // *SHS Web of Conferences*. 2017. 35(6):01078. DOI:10.1051/shsconf/20173501078/
36. **Effect** of process parameters settings and thickness on surface roughness of EBM produced Ti-6Al-4V / A. Safdar et al. // *Rapid Prototyping J.* 2012. Vol. 18. (5). P. 401—408.
37. **The effect** of EBM process parameters upon surface roughness / R. Ek et al. // *Rapid Prototyp. J.* 2016. Vol. 22. P. 495—503.
38. **Effects** of Processing Parameters on Surface Roughness of Additive Manufactured Ti-6Al-4V via Electron Beam Melting / P. Wang et al. // *Materials*. 2017. Vol. 10. DOI:10.3390/ma10101121.
39. **ГОСТ Р ИСО 4287—2014.** Геометрические характеристики изделий. Структура поверхности. Профильный метод. Термины, определения и параметры структуры поверхности. М.: Стандартинформ. 2015. 18 с.



40. **PTM 2** H31—4—81. PTM 2H31—4—81. Соотношения между допусками размера, формы, расположения и шероховатости поверхностей.
41. **Vayre B., Vignat F., Villeneuve F.** Identification on some design key parameters for additive manufacturing: application on Electron Beam Melting // *Procedia CIRP*. 2013. Vol. 7. P. 264—269. (Forty Sixth CIRP Conference on Manufacturing Systems. 2013).
42. **Geometrical control** of lattice structures produced by EBM through chemical etching: Investigations at the scale of individual struts / P. Lhuissier et al. // *Mater. Des.* 2016. Vol. 110. P. 485—493.
43. **Effects** of electropolishing on mechanical properties and bio-corrosion of Ti6Al4V fabricated by electron beam melting additive manufacturing / Y-C. Wu et al. // *Materials*, 2019. Vol. 12(9). <https://doi.org/10.3390/ma12091466>.
44. **Reduction** of Surface Roughness by Means of Laser Processing over Additive Manufacturing Metal Parts / V. Alfieri et al. // *Materials*. 2017. Vol. 10. P. 30. DOI:10.3390/ma10010030.
45. **Low cost integration** of additive and subtractive processes for hybrid layered manufacturing / K. Karunakaran et al. // *Robot Comput. Integr. Manuf.* 2010. Vol. 26. P. 490—499.
46. **Finishing** of additively manufactured titanium alloy by shape adaptive grinding (SAG) / A.T. Beaucamp et al. // *Surf. Topogr. Metrol. Prop.* 2015. Vol. 3. 024001.
47. **Hybrid Processes** in Additive Manufacturing / P. Michael et al. // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2018. Vol. 140. 17 p.
48. **Hybrid manufacturing** — integrating traditional manufacturers with additive manufacturing (AM) supply chain / D. Strong et al. // *Addit. Manuf.* 2018. Vol. 21. P. 159—173 .
49. **Microstructures** and mechanical properties of Ti6Al4V parts fabricated by selective laser melting and electron beam melting / H.K. Rafi et al. // *J. Mater. Eng. Perform.* 2013. Vol. 22 (12). P. 3872—3883.
50. **C. Guo, W. Ge, F. Lin.** Effects of scanning parameters on material deposition during electron beam selective melting of Ti-6Al-4V powder // *J. Mater. Proc. Technol.* 2015. Vol. 217. P. 148—157.
51. **Surface texture** measurement for additive manufacturing / T. Triantaphyllou et al. // *Surface topography: Metrology and Properties*. 2015. Vol. 3. DOI:10.1088/2051-672X/3/2/ 024002
52. **Effects** of metal-vapor jet force on the physical behavior of melting wire transfer in electron beam additive manufacturing / J. Zhao et al. // *Journal of material processing technology*. 2015. Vol. 220. P. 243—250.
53. **Surface roughness analysis**, modelling and prediction in selective laser melting / G. Strano et al. // *J. Mater. Process. Tech.* 2013. Vol. 213. P. 589—97.
54. **Xibing Gong, Ted Anderson, Kevin Chou.** Review on powder-based electron beam additive manufacturing technology // *Manufacturing Rev.* 2014. Vol. 1 (2). DOI: 0.1051/mfreview/2014001.
55. **Process Window** for Electron Beam Melting of Ti—6Al—4V / A. Kirchner et al. // *Conference Euro PM2014. Additive Manufacturing: Electron Beam Melting (EBM)*. 2014.
56. **Jamshidinia M., Kovacevic R.** The influence of heat accumulation on the surface roughness in powder-bed additive manufacturing // *Surf. Topogr.: Metrol. Prop.* 2015. Vol. 3. DOI:10.1088/2051-672X/3/1/014003.
57. **Наукоемкие технологии** машиностроительного производства. Физико-химические методы и технологии: учебное пособие / Ю.А.Моргунов и др.; под ред. Б.П. Саушкина. М.: ФОРУМ. 2013. 928 с.
58. **Critical assessment** of the fatigue performance of additively manufactured Ti—6Al—4V and perspective for future research / P. Li et al. // *Int. J. Fatigue* 2016. Vol. 85. P. 130—143.
59. **Gong Haijun.** Generation and detection of defects in metallic parts fabricated by selective laser melting and electron beam melting and their effects on mechanical properties // *Electronic Theses and Dissertations*. 2013. Paper 515. <https://doi.org/10.18297/etd/515>.
60. **Balachandramurthi A., Moverare J., Mahade S.** Additive Manufacturing of Alloy 718 via Electron Beam Melting: Effect of Post-Treatment on the Microstructure and the Mechanical Properties // *Materials*. 2019. Vol. 12 (1). DOI:10.3390/ma12010068.
61. **Effects** of the microstructure and porosity on properties of Ti—6Al—4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM) / H. Galarraga et al. // *Addit. Manuf.* 10. 2016. P. 47—57.
62. **XCT analysis** of the influence of melt strategies on defect population in Ti—6Al—4V components manufactured by Selective Electron Beam Melting / S. Tammas-Williams et al. // *Materials Characterization*. 2015. Vol. 102. P. 47—61.
63. **Compressive properties** and micro-structural characteristics of Ti—6Al—4V fabricated by electron beam melting and selective laser melting / L. Xiao et al. // *Materials Science and Engineering A: Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2019. <http://eprints.gla.ac.uk/193338/>. DOI:10.1016/j.msea.2019.138204.
64. **Хусу А.П., Витенберг Ю.Р., Пальмов В.А.** Шероховатость поверхностей (теоретико-вероятностный подход). М.: Наука. 1975. 344 с.



С.А. Яковлев, канд. техн. наук, В.И. Курдюмов, д-р техн. наук,  
А.А. Глущенко, канд. техн. наук, М.В. Сотников, канд. техн. наук,  
С.Н. Петряков, канд. техн. наук  
(Ульяновский государственный аграрный университет имени П.А. Столыпина)  
E-mail: Jakseal@mail.ru

## Обеспечение самозатачивания режущих частей рабочих органов сельскохозяйственной техники точечной электромеханической обработкой

*Проведен анализ технологий, обеспечивающих самозатачивание режущих частей рабочих органов сельскохозяйственной техники. Предложена точечная электромеханическая обработка режущих поверхностей одним и двумя электродами-инструментами. Представлены результаты металлографических исследований упрочненных структур и изменения твердости по глубине изделий. Предложены рекомендации по упрочнению режущих частей рабочих органов сельскохозяйственной техники точечной электромеханической обработкой.*

**Ключевые слова:** электромеханическая обработка, структура, поверхностный слой, упрочнение, самозатачивание, рабочий орган, сельскохозяйственная техника.

*The analysis of technologies providing self-sharpening of cutting parts of working bodies of agricultural machinery is carried out. Point electromechanical processing of cutting surfaces with one and two electrode-tools is proposed. The results of metallographic studies of hardened structures and changes in hardness along the depth of products are presented. Recommendations for hardening the cutting parts of the working bodies of agricultural machinery by point electromechanical processing are proposed.*

**Keywords:** electromechanical processing, structure, surface layer, hardening, self-sharpening, working body, agricultural machinery.

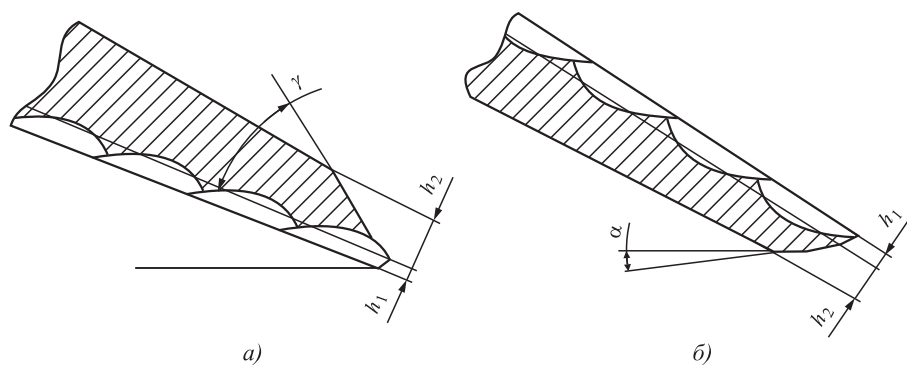
### Введение

Рабочие органы сельскохозяйственной техники подвергаются интенсивному абразивному изнашиванию и испытывают значительные нагрузки при их взаимодействии с почвой в процессе работы. Это обуславливает применение эффективных упрочняющих технологий и покрытий при изготовлении и ремонте рабочих органов для повышения долговечности и снижения расходов, в том числе, с учетом дополнительных затрат на операции упрочнения.

Отечественные производители изготавливают рабочие органы, как правило, из среднеуглеродистых и низколегированных сталей. В качестве упрочняющих технологий обычно применяются способы объемной термической закалки или

закалки токами высокой частоты. Эти процессы отличаются значительным термическим воздействием на изделия, окислением и обезуглероживанием поверхностных слоев в процессе изменения структуры сталей, а также большими затратами энергии. Существенным недостатком является тот факт, что такие технологии после упрочнения не обеспечивают самозатачивание режущих частей (лезвий) рабочих органов сельскохозяйственной техники, что значительно снижает эффективность их применения.

Для обеспечения эффекта самозатачивания режущих частей рабочих органов в процессе работы необходимо создавать неоднородный по структуре и свойствам материал лезвия [1], одна сторона которого более твердая по сравнению с другой. Различают верхнюю (лицевую) и нижнюю (тыль-



**Рис. 1. Схемы самозатачивания упрочненных лезвий:**

*a* — первого рода; *b* — второго рода;  $\gamma$  — угол заточки лезвия;  $h_1$  — толщина упрочненного слоя лезвия;  $h_2$  — толщина слоя из обычной стали

ную) стороны лезвия (рис. 1). Лезвие имеет некоторый угол заточки (клина)  $\gamma$  и располагается, как правило, под наклоном по отношению к направлению движения.

Если на нижней стороне расположен более твердый и износостойкий слой толщиной  $h_1$ , а на верхней — слой толщиной  $h_2$  меньшей твердости (рис. 1, *a*), то при работе верхний слой лезвия будет изнашиваться быстрее, в то время как нижний слой будет оставаться острым, образуя режущую кромку инструмента. Таким образом происходит самозатачивание лезвия, которое принято называть *самозатачиванием первого рода*. При этом само лезвие всегда будет иметь практически постоянный угол заточки  $\gamma$  и сохраненный твердый слой толщиной  $h_1$ .

В случаях, когда более твердый слой (например, за счет упрочнения стали или твердого износостойкого покрытия) находится на верхней стороне лезвия (рис. 1, *b*), быстрее будет изнашиваться нижний слой. Такой эффект принято считать *самозатачиванием второго рода*. В таких случаях образуется обратный угол  $\alpha$ , способствующий выталкиванию лезвия из почвы вверх.

Рабочие органы сельскохозяйственной техники (например, лемеха плугов, культиваторные лапы и др.) с упрочненными лезвиями с самозатачиванием первого рода рекомендуется использовать при обработке твердых и каменистых почв. Лезвия, самозатачивающиеся по второму роду, лучше подходят для обработки почв средней и низкой твердости [2].

Для обеспечения самозатачивания на режущие части рабочих органов сельскохозяйственной техники наносят твердые износостойкие покрытия, например, сормайт, релит и др. Однако такой способ значительно повышает стоимость изделий из-

за применения дорогостоящих вольфрамосодержащих материалов и наплавочных технологий.

Более дешевой и достаточно широко распространенной упрочняющей технологией, применяемой при изготовлении и ремонте деталей машин, является электромеханическая обработка (ЭМО) [3, 5]. Благодаря "простоте и высокой эффективности, низким энергозатратам на выполнение операций, безопасности и экологической

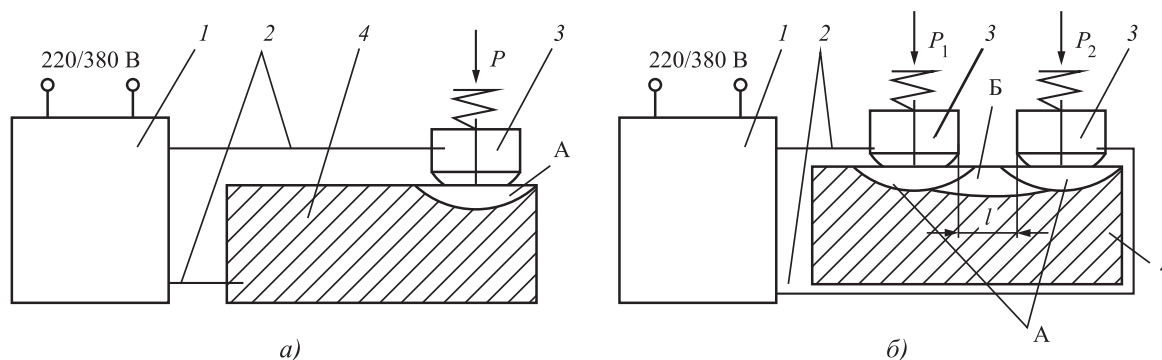
чистоте, возможности быстрого, плавного изменения режимов и встраиваемости в технологический цикл изготовления и восстановления изделий" [4] электромеханическая обработка находит применение как на крупных машиностроительных предприятиях, так и в небольших ремонтных мастерских фермерских хозяйств.

Разновидностью ЭМО является точечная электромеханическая обработка (ТЭМО), которую можно выполнять с помощью оборудования и оснастки для ЭМО [3, 6] с использованием достаточно простых приспособлений [7–9] и специализированных устройств для точечной обработки [10, 11].

ТЭМО можно проводить одним или двумя электродами-инструментами (рис. 2, *a* и *b*). Электрический ток от силового источника *I* поступает через токоподводящие шины *2* к прижатому к детали с силой *P* электроду-инструменту (далее — инструмент) *3*. В месте контакта инструмента *3* с деталью *4* происходит мгновенный нагрев выше температуры фазовых превращений. После выключения тока нагретая и уплотненная инструментом зона *A* быстро охлаждается за счет отвода тепла внутрь детали. Такое воздействие приводит к электромеханической закалке изделия в зоне *A* за счет образования твердых и износостойких "белых слоев", не травящихся в обычном травителе (3...5 %  $\text{HNO}_3$  в  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ ) и представляющих собой измельченные мартенситные структуры.

При ТЭМО электродом-инструментом (рис. 2, *a*) электрическая шина или кабель должны обеспечивать надежное соединение источника энергии с деталью, чтобы нагрев происходил именно в месте контакта детали и инструмента.

Обработка двумя инструментами (рис. 2, *b*) позволяет вдвое повысить производительность



**Рис. 2. Схема точечной электромеханической обработки режущего лезвия одним (а) и двумя (б) инструментами:** 1 — силовой источник для электромеханической обработки; 2 — токоподводящие шины; 3 — подпружиненный электрод-инструмент; 4 — обрабатываемая деталь; А — зона, упрочненная термомеханическим воздействием; Б — зона, упрочненная термическим воздействием;  $P, P_1, P_2$  — силы, прижимающие электроды-инструменты к обрабатываемой детали

обработки поверхности лезвий и отличается минимальными непроизводительными затратами электрической энергии. Для дополнительного увеличения производительности при ТЭМО поверхностей двумя инструментами можно сблизить инструменты 3 на некоторое расстояние  $l$ , что позволяет дополнительно упрочнять зону Б термическим воздействием путем ее нагрева за счет прохождения электрического тока и теплоотдачи из нагретых зон А [12].

**Цель работы** — исследование структуры и свойств режущих частей рабочих органов сельскохозяйственной техники после их точечной электромеханической обработки.

#### Методика и режимы проведения исследований

Для исследования эффективности точечной электромеханической обработки были обработаны образцы из стали 50 ГОСТ 1050—2013 одним и двумя инструментами. Микрошлифы образцов изготавливали по общепринятой методике [13]. Микротвердость упрочненных образцов измеряли по методу Виккерса ГОСТ Р ИСО 6507-1—2007 при нагрузке 0,98 Н (100 гс) [14] на микротвердомере MicroMet 5104 с последующим переводом в единицы HRC.

Режим точечной электромеханической обработки: сила тока  $I = 1000$  А, сила прижатия обрабатывающих инструментов  $P = 100$  Н, время воздействия  $t = 2$  с. Диаметр контактирующих с деталью поверхностей инструментов из бронзы БрХ1 составлял 4,5 мм.

#### Результаты исследований и их обсуждение

Микроструктура исходных стальных образцов (рис. 3, см. обложку) представляет собой неравномерную феррито-перлитную структуру в виде перлита пластинчатого, феррита осколчатой формы с твердостью 229...254 HV<sub>0,1</sub> (22...27 HRC).

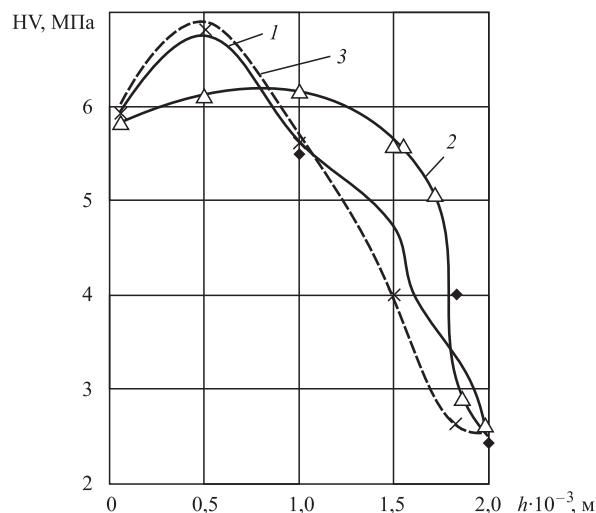
Исследования показали, что при ТЭМО одним инструментом на поверхности образцов образовались полусферические упрочненные зоны твердостью 554...649 HV<sub>0,1</sub> (53...58 HRC).

Микроструктура упрочненной зоны представлена на рис. 4 (см. обложку). Диаметр упрочненных зон на поверхности составляет 4,5...5,0 мм, глубина упрочнения достигает 1,8...2,0 мм.

Микроструктура упрочненного слоя (рис. 5, см. обложку), обработанного одним инструментом, представляет собой троостомартенсит с сохранившейся ориентировкой мартенситных игл соответствующих среднеигльчатому мартенситу 6-го балла по ГОСТ 8233—56.

Микроструктура упрочненного слоя после ТЭМО двумя инструментами представлена на рис. 6 (см. обложку). Режимы обработки принимались те же. Расстояние между инструментами  $l$  составляло 4,5 мм.

Глубина упрочнения, замеренная по серединам зон до первых скоплений участков феррита, составила: в зоне I — 1,41 мм, в зоне II — 1,53 мм, в зоне III — 1,63 мм. Зоны I и III соответствуют серединам зон А (см. рис. 2, б), упрочненных термомеханическим воздействием. Зона II соответствует середине зоны Б, упрочненной терми-



**Рис. 7. Изменение твердости обработанной поверхности HV по глубине образца  $h$  в различных зонах после ТЭМО двумя инструментами:**  
 1 — I зона; 2 — II зона; 3 — III зона

ческим воздействием. Общая ширина всех упрочненных зон достигает 15...16 мм.

Изменение твердости по зонам представлено на рис. 7, максимальная величина достигает 681 HV<sub>0,1</sub> (59 HRC). Как видно из графика, максимальная твердость наблюдается на глубине 0,5 мм. Это связано с тем, что при обработке бронзовым инструментом центр тепловыделения смещается в сторону обрабатываемой детали.

Упрочненные ТЭМО двумя инструментами зоны (рис. 8, см. обложку) состоят из мартенсита и троостомартенсита с сохранившейся ориентировкой мартенситных игл, что соответствует по ГОСТ 8233—56: в зоне В — крупноигльчатому мартенситу 8-го балла, в зонах А — среднеигльчатому мартенситу 6-го балла.

Микротвердость упрочненной поверхности в зоне Б на поверхности обработанных образцов немного ниже, чем в зонах А. Это объясняется тем, что зоны А подвергаются термомеханическому воздействию. Применяющиеся при этом даже относительно небольшие давления на поверхность позволяют в процессе охлаждения получать более мелкие структуры мартенсита. Более высокая твердость зоны Б на глубине от 1,0...1,8 мм объясняется особенностями теплообразования зоны Б. В этой зоне происходит нагрев за счет теплоотвода из зон А и прохождения электрического тока.

Таким образом, в результате проведенных металлографических исследований образцов после точечной электромеханической обработки одним и

двумя инструментами установлено наличие упрочненных зон. Микроструктура упрочненных зон представляет собой в основном средне- и крупноигльчатый мартенсит твердостью до 681 HV<sub>0,1</sub>.

В процессе точечной электромеханической обработки режущих частей рабочих органов сельскохозяйственной техники с одной стороны лезвия можно получать полусферические зоны высокой твердости и износостойкости диаметром до 5 мм. Глубина упрочненных зон, которая зависит в первую очередь от плотности тока и времени электромеханического воздействия, может достигать 2 мм.

Аналогичные эксперименты, проведенные на образцах из рессорно-пружинной стали 65Г ГОСТ 14959—2016, позволили получить такие же упрочненные зоны (со структурой мартенсит средне- и крупноигльчатый 6-го и 7-го балла по ГОСТ 8233—56) твердостью 700...720 HV<sub>0,1</sub> (61...62 HRC).

### Выводы

Предлагаемая технология упрочнения режущих частей рабочих органов сельскохозяйственной техники отличается от других способов повышения их долговечности простотой, экономией энергии, отсутствием необходимости применения дополнительных материалов, а также экологической безопасностью.

Применение точечной электромеханической обработки позволит обеспечить самозатачивание режущих частей рабочих органов сельскохозяйственной техники в процессе их работы и рекомендуется как при изготовлении этих изделий в массовом производстве, так и при ремонте, в том числе в условиях небольших мастерских, например, в фермерских хозяйствах.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Технология** ремонта машин / Е.А. Пучин и др.; под ред. Е.А. Пучина. М.: КолосС. 2007. 487 с.
2. **Надежность** и ремонт машин / В.В. Курчаткин и др.; под ред. В.В. Курчаткина. М.: Колос, 2000. 776 с.
3. **Электромеханическое** упрочнение металлов и сплавов / В.П. Багмутов и др. Волгоград: ВолгГТУ. 2016. 460 с.
4. **Яковлев С.А., Замальдинов М.М., Татаров Л.Г.** Влияние электромеханической обработки на структуру и твердость титанового сплава VT22 // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 10 (154). С. 464—467.
5. **Влияние** повышенных температур на упрочненные электромеханической обработкой структуры титанового



сплава ВТ22 / С.А. Яковлев и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2020. Т. 16. № 8 (188). С. 376—379.

6. **Пат. 158551.** Российская федерация, МПК В 24 В 39/00 (2006.01). Державка для точечной электромеханической обработки деталей / С.А. Яковлев и др.; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВПО Ульяновская ГСХА имени П.А. Столыпина. № 2014152559/02; заявл. 24.12.2014; опубл. 10.01.2016. Бюл. № 1. 3 с.

7. **Пат. 179131.** Российская федерация, МПК В24В 39/00, В23Н 5/04 (2006.01). Приспособление для точечной электромеханической обработки деталей / С.А. Яковлев и др.; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО Ульяновский ГАУ имени П.А. Столыпина. № 2017129625; заявл. 01.12.2017; опубл. 27.04.2018. Бюл. № 12. 4 с.

8. **Пат. 188103.** Российская федерация, МПК В24В 39/00 (2006.01). Приспособление для точечной электромеханической обработки деталей / С.А. Яковлев и др.; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО Ульяновский ГАУ имени П.А. Столыпина. № 2018121013; заявл. 06.16.2018; опубл. 29.03.2019. Бюл. № 10. 4 с.

9. **Пат. 193556.** Российская федерация, МПК В24В 39/00 (2006.01). Приспособление для точечной электромеханической обработки деталей / С.А. Яковлев и др.; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО Ульяновский ГАУ имени П.А. Столыпина. № 2019122924; заявл. 16.17.2019; опубл. 01.11.2019. Бюл. № 31. 4 с.

10. **Пат. 196864.** Российская федерация, МПК В24В 39/00 (2006.01). Установка для точечной электромеханической обработки деталей / С.А. Яковлев и др.; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО Ульяновский ГАУ имени П.А. Столыпина. № 2019145421; заявл. 26.12.2019; опубл. 18.03.2020. Бюл. № 8. 4 с.

11. **Пат. 196863.** Российская федерация, МПК В24В 39/00 (2006.01). Установка для точечной электромеханической обработки деталей / С.А. Яковлев, Д.Б. Романов; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО Ульяновский ГАУ имени П.А. Столыпина. № 2019145420; заявл. 26.12.2019; опубл. 18.03.2020. Бюл. № 8. 4 с.

12. **Пат. 2414514.** Российская федерация, МПК С 21 D 7/13 (2006.01), С 21 D 1/40 (2006.01), С 21 D 1/06 (2006.01). Способ электромеханической обработки деталей машин / С.А. Яковлев, Н.П. Каняев; заявитель и патентообладатель ФГОУ ВПО Ульяновская ГСХА. № 2009137123/02; заявл. 07.10.2009; опубл. 20.03.2011. Бюл. № 8. 6 с.

13. **Беккерт М., Клемм Х.** Способы металлографического травления: справочник. 2-е изд., перераб. и доп.; пер. с нем. М.: Metallurgia, 1988. 400 с.

14. **ГОСТ Р ИСО 6507-1—2007.** Металлы и сплавы. Измерение твердости по Виккерсу. Часть 1. Метод измерения. М.: Стандартинформ, 2008. 16 с.



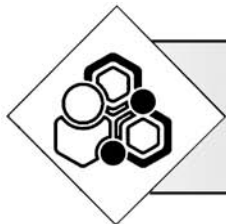
ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"  
продолжает подписку на журнал

## "УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказ и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2,  
тел.: (495) 785-6069,  
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru



<sup>1</sup>В.Н. Гадалов, д-р техн. наук, <sup>2</sup>О.М. Губанов, канд., техн. наук,  
<sup>1</sup>И.В. Ворначева, канд. техн. наук, <sup>3</sup>В.Р. Петренко, д-р техн. наук, <sup>1</sup>И.А. Макарова  
(<sup>1</sup>Юго-Западный государственный университет, г. Курск,  
<sup>2</sup>ПАО "Новолипецкий металлургический комбинат", г. Липецк,  
<sup>3</sup>Воронежский государственный технический университет)  
E-mail: vornairina2008@yandex.ru

## Обзор композиционных металлополимеров, упрочненных нано- и ультрадисперсными частицами

Приведены результаты исследований структуры, механических и трибологических свойств композитных материалов на основе политетрафторэтилена из простых ( $Al_2O_3$ ,  $Cr_2O_3$ ,  $ZrO_2$ ) и сложных (шпинелей  $CoAl_2O_3$  и  $MgAl_2O_4$  и кордиерита  $2MgO-2Al_2O_3 \cdot 5SiO_2$ ) оксидных нанопорошков, а также аморфного поливинилхлорида с термостабилизаторами и эластомерными добавками. Представлены исследования тонкослойных фторсодержащих покрытий с полимерной матрицей, модифицированных нано- и ультрадисперсными частицами алмазосодержащего графита методом атомно-силовой микроскопии.

**Ключевые слова:** металлополимерные композиты, полимерная матрица, ультра- и нанодисперсные частицы, термическое разложение конденсацией паров металлов, капсулирование, электрохимическое осаждение, надмолекулярная структура, механические и трибологические свойства, политетрафторэтилен, ПТФЭ, шпинели, оксидные нанопорошки, сферолиты, агломераты, аморфный поливинилхлорид, ПВХ, термостабилизаторы, эластомерные добавки, модификатор, тонкопленочные фторсодержащие покрытия, ультрадисперсный алмазосодержащий графит, УДАГ, олигомеры, Ф1, Ф14, хладон-137.

*The results of studies of the structure, mechanical and tribological properties of composite materials based on polytetrafluoroethylene and simple ( $Al_2O_3$ ,  $Cr_2O_3$ ,  $ZrO_2$ ) and complex (spinel  $CoAl_2O_3$  and  $MgAl_2O_4$ , and cordierite  $2MgO-2Al_2O_3 \cdot 5SiO_2$ ) oxide nanopowders are presented; as well as amorphous polyvinyl chloride with heat stabilizers and elastomeric additives. Investigations of thin-layer fluorine-containing coatings with a polymer matrix modified by nano- and ultra-fine particles of diamond-containing graphite by atomic force microscopy are presented.*

**Keywords:** metal-polymer composites, polymer matrix, ultra and nanodispersed particles, thermal decomposition by condensation of metal vapors, encapsulation, electrochemical deposition, supramolecular structures, mechanical and tribological properties, polytetrafluoroethylene, PTFE, spinels, oxide nanopowders, spherulites, agglomerates, amorphous polyvinyl chloride, PVC, thermal stabilizers, elastomeric additives, modifier, thin-film fluorine-containing coatings, UDAG, ultrafine diamond-containing graphite, oligomers, F1 and F14, freon-137, etc.

### Введение

Металлополимеры — композиционные материалы (КМ), содержащие частицы металла в полимерной матрице, получают несколькими методами: термическим разложением металлсодержащих соединений в растворе/расплаве полимера, конденсацией паров металла на полимерную подложку, капсулированием наночастиц политетрафторэтиленом (ПТФЭ), электрохимическим осаждением металли-

ческих наночастиц в полимерах [1, 2, 9]. На основе металлополимерных композитов уже производятся коммерческие продукты, например, электропроводящие КМ для нагревательных панелей.

Введение в полимерную матрицу металлических частиц с размерами большими, чем расстояние между цепями, сшивками и кристаллическими блоками, приводит к нарушению структуры полимера и ухудшению свойств композита. С уменьшением размеров частиц металла и поли-

мера меняются свойства исходных компонентов и, как следствие, получаемого КМ. Это связано с изменением доли границ раздела между частицами наполнителя и полимером: металлические наночастицы наполнителя приводят к реорганизации надмолекулярной структуры полимерной матрицы [2, 3, 7–18, 26–34].

### Область и содержание исследований

Результаты исследований, проведенных различными авторами [1–34] в части механических и трибологических свойств КМ на основе ПТФЭ и простых ( $Al_2O_3$ ,  $Cr_2O_3$ ,  $ZrO_2$ ) и сложных (шпинелей  $CoAl_2O_3$  и  $MgAl_2O_4$ , кордиерита  $2MgO \cdot 2Al_2O_3 \cdot 5SiO_2$ ) оксидных нанопорошков, приведены в табл. 1.

Структура КМ с добавкой оксида алюминия сформирована из более совершенных, чем при добавке других оксидов, надмолекулярных сферолитов одинакового размера. На поверхности трения плотность агломератов из наночастиц шпинелей в 3 раза выше плотности агломератов из наночастиц кордиерита. Более высокая плотность покрытия агломератами поверхности трения приводит к большему сопротивлению контактным деформациям. Композиты на основе ПТФЭ, модифицированные оксидными нанопорошками, имеют большую износостойкость, чем традиционные антифрикционные материалы, содержащие в качестве наполнителя кокс и дисульфид молибдена, но имеют практически одинаковые с ними прочность и пластичность.

Среди промышленно важных полимеров особое место по перспективности применения, раз-

нообразием свойств и возможности модификации занимает аморфный поливинилхлорид (ПВХ), который используется исключительно в модифицированном виде для производства широкого ассортимента материалов различного назначения: винипластов, пластикатов, пластизолей, порошковых композиций. Поэтому актуальной проблемой в технологии производства КМ на основе ПВХ является изыскание новых видов модифицирующих добавок, которые в отдельности или в сочетании с традиционными компонентами обеспечивали бы получение композиций с необходимыми для эксплуатации более совершенными техническими характеристиками [2, 7–18].

Наиболее эффективным, технологически простым и экономически предпочтительным способом достижения необходимых технологических, эксплуатационных и специальных свойств полимеров является модификация путем введения в их состав на стадиях приготовления и переработки различных наполнителей, пластификаторов, эластомеров, стабилизаторов и других добавок. Большой практический интерес представляют комбинированные способы модифицирования, основанные на одновременном использовании различных по функциональному назначению модифицирующих добавок, например, смесей полимеров, дисперсных наполнителей и эластомеров, позволяющих получать композиции с заданным уровнем деформационно-прочностных характеристик и других свойств [8–18, 21–27, 31].

Проблема прочности КМ неразрывно связана с механизмом их разрушения под действием внешней нагрузки. Для обеспечения деформационно-прочностных свойств КМ одним из наибо-

Таблица 1

Механические и трибологические свойства модифицированного оксидами ПТФЭ

Состав	Предел прочности при растяжении, МПа	Относительное удлинение при разрыве, %	Скорость изнашивания, мг/ч	Коэффициент трения
ПТФЭ	20...22	300...320	70...752	0,04
ПТФЭ + кокс	16...18	290...300	121...16	0,15...0,30
ПТФЭ + $MoS_2$	18...20	160...180	40...45	0,20...0,30
ПТФЭ + 2 % мас. $Al_2O_3$	20...25	300...320	0,4...1,2	0,18...0,20
ПТФЭ + 2 % мас. $Cr_2O_3$	18...22	310...330	5,0...5,6	0,20...0,22
ПТФЭ + 2 % мас. $ZrO_2$	17...20	300...320	4,6...4,8	0,17...0,19
ПТФЭ + 2,0...3,5 % мас. $CoAl_2O_4$	19...24	330...400	1,2...4,3	0,15...0,18
ПТФЭ + 2...5 % мас. $2MgAl_2O_4$	18...22	300...310	0,6...3,4	0,17...0,19
ПТФЭ + 2...5 % мас. $2MgO \cdot Al_2O_3 \cdot 5SiO_2$	22...23	310...320	0,5...0,15	0,18...0,19

лее важных факторов является пространственное распределение частиц наполнителя в матрице полимера. Следует добиваться как можно более равномерного распределения и лучшего смешивания компонентов, иначе возникают локальные агломерации наполнителя и неравномерное распределение плотности композита. В дальнейшем эти аномалии становятся источниками дефектов и хрупкого разрушения материала.

Заметное влияние на механические характеристики оказывают и модифицирующие добавки, обычно входящие в состав КМ, — эластомеры, смазки, антипирены, термостабилизаторы, способствующие лучшему диспергированию частиц наполнителя, повышению смачиваемости, увеличению химической и физической адгезии наполнителя к матрице и прочим эффектам [7—19]. Практический пример такого влияния приведен в работах [12, 13].

### Деформационно-прочностные свойства модифицированного ПВХ

Исследовали суспензионный ПВХ-С-7058 М по ГОСТ 14332—78, в состав которого вводили: термостабилизаторы в виде смеси стеарата кальция и силиката свинца — до 3 % мас.; дисперсные наполнители в виде отходов органической природы (древесная и пробковая мука), шлаки металлургических производств, алюмонатриевые отходы и группа нерудных полезных ископаемых (цеолит-, битум-, глауконитосодержащие породы) — до 30 % мас.; эластомерные добавки в виде синтетических каучуков (бутадиен-нитрильные, бутадиен-метилстирольные, фторсодержащие, уретановые) — до 10 % мас. Из этой смеси готовили ПВХ-композиции в виде пленок методами термопластификации при оптимальных температурно-временных режимах.

Экспериментальные исследования деформационно-прочностных свойств полученных образцов позволили выявить характер изменения предела прочности и относительного удлинения пластифицированных ПВХ-композиций от содержания наполнителей.

Установлено, что максимальные изменения деформационно-прочностных свойств ПВХ-композиций наблюдаются в области небольших содержаний наполнителей. Эти аномальные изменения можно объяснить на основе современных представлений о модификации и структурно-морфологической модели строения аморфного ПВХ. Микроструктура ПВХ представляет собой ансамбль глобул, связанных переходными цепями,

и при введении небольшого количества наполнителя происходит равномерное распределение его частиц в межструктурных областях полимерной матрицы. При этом между макромолекулами, расположенными на поверхности структурных образований полимера, и поверхностью наполнителей происходит межструктурное взаимодействие и возникновение межмолекулярных связей. Это взаимодействие приводит к иммобилизации определенного объема полимера поверхностью наполнителей и образованию адсорбированных граничных межфазных областей, состоящих из подслоев с различной плотностью упаковки. Причем в непосредственной близости к поверхности наполнителей располагается плотный адсорбированный слой полимера, а за ним следует более рыхлый приграничный слой.

Наряду с этими процессами имеет место адсорбционное взаимодействие макромолекул синтетических каучуков с поверхностью наполнителей и образование на границе раздела межфазных слоев, приводящих к увеличению эффективной объемной доли наполнителей, а также происходит взаимодействие макромолекул ПВХ и синтетических каучуков с образованием переходных слоев. Полученные экспериментальные данные подтверждаются исследованиями структуры ПВХ-композиций методами оптической, электронной и атомно-силовой микроскопии.

### Тонкослойные фторсодержащие полимерные покрытия

Одними из наиболее перспективных являются нанофазные КМ [1]. Были исследованы процессы формирования и результирующие свойства тонкослойных фторсодержащих полимерных покрытий, сформированных из жидкой фазы на подложках из стали 45, меди, алюминия и стекла. Исследовали различные составы покрытий и различные варианты их модифицирования нанодисперсными частицами различной активности. С помощью АСМ изучены морфологические особенности полученных тонкослойных фторопластовых покрытий.

Тонкопленочные покрытия получали из 1...2 %-ного раствора в хладоне — 137 фторсодержащих олигомеров (ФСО) марок Ф1 и Ф14, выпускаемых под торговой маркой "Фолеокс", имеющих общую структурную формулу  $R_{\phi}-R_k$  ( $R_{\phi}$  — фторсодержащий радикал,  $R_k$  — концевая группа). Исследуемые олигомеры имеют различные строения концевых групп и разные молекулярные массы — от 2 до 5 тыс. единиц [11].

Олигомеры марок Ф1 и Ф14, резко различаются по полярности, обусловленной концевыми группами — COOH и CF<sub>3</sub>. В качестве подложек использовали медь М1, сталь 08КП, стекло, алюминий А99. Модифицирование олигомеров осуществляли в жидкой фазе ультрадисперсными кластерами алмазосодержащего графита (УДАГ). Использование этого модификатора для полимерных и олигомерных материалов приводит к синергетическому изменению физико-механических характеристик как покрытий-пленок, так и объемных материалов [26, 32]. Модификатор УДАГ получали по технологии с отрицательным кислородным балансом, при этом удельная поверхность этих частиц составляла  $(300 \pm 30) \text{ м}^2/\text{г}$  [34], а размеры первичных монокристаллов — 4...8 нм [25, 34].

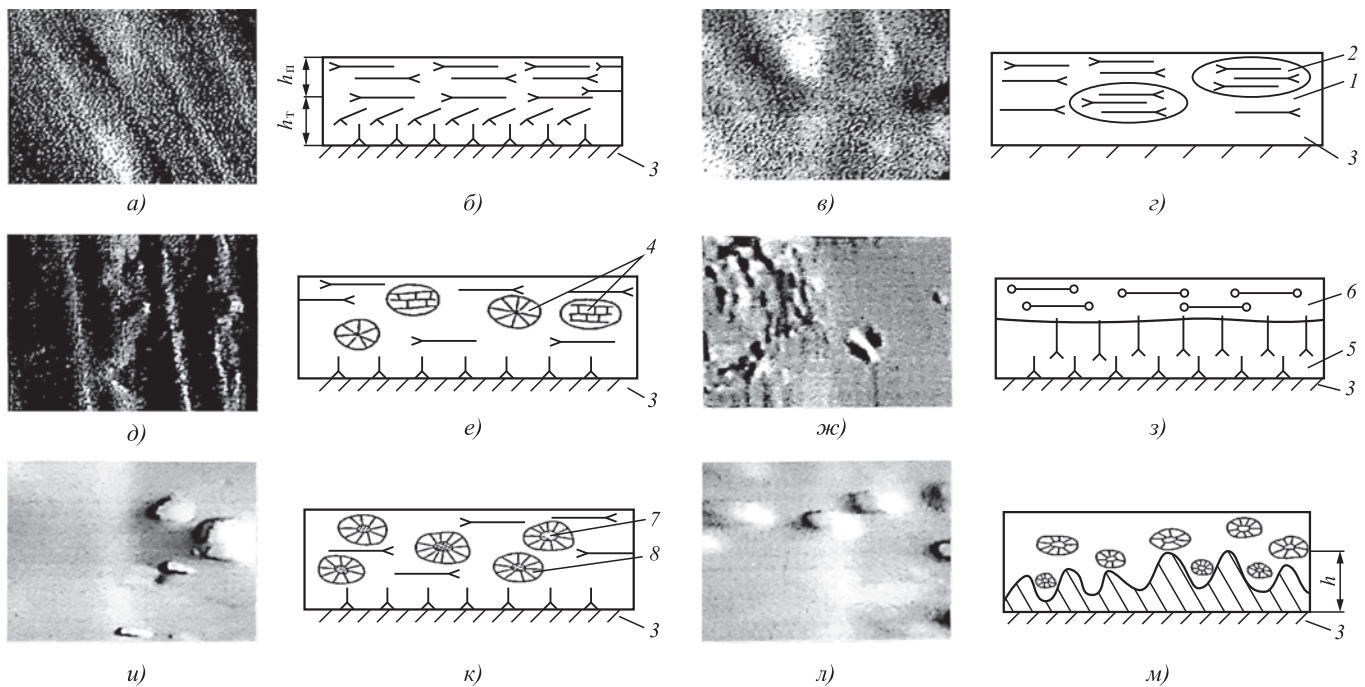
Для модифицирования фторсодержащих покрытий применяли шихту — смесь продуктов взрыва, из которой кислотной обработкой при повышенных температурах выделяют как ультрадисперсные кластеры, так и наночастицы алмаза. Для достижения гомогенности распределения частиц по объему применяли ультразвуковую обработку. Содержание нанодисперсного модифи-

катора в растворе ФСО составляло 0,1...3,0 % мас. по сухому остатку. Вышеуказанные композиционные покрытия подвергали термообработке (ТО) при температурах 373, 473 и 573 К с выдержкой 60 мин для улучшения структуры и повышения их эксплуатационных характеристик.

Изучение морфологии нанофазных фторсодержащих покрытий проводили с использованием атомно-силового микроскопа (АСМ) типа NT-206 [26—30]. Микротвердость покрытий определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке стандартным методом [38], а адгезионную прочность — по усовершенствованной методике [39].

**Цель работы** — на базе существующих феноменологических моделей формирования тонкослойных фторсодержащих покрытий изучить результаты модифицирования полимерных и олигомерных материалов нано- и ультрачастицами, приводящего к повышению физико-механических характеристик покрытий-пленок и объемных материалов.

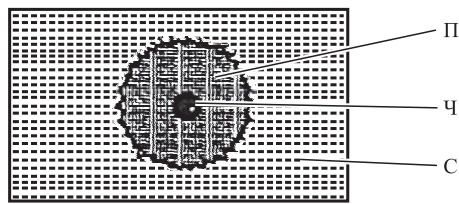
На рис. 1 представлены морфология, исследованная с помощью АСМ, и схемы строения фторсодержащих олигомеров "Фолеокс" на подложке из стали 45 в различных состояниях. Показаны фено-



**Рис. 1. Морфология ( $\times 1500$ ) (а, в, д, ж, и, л) и схемы строения (б, г, е, з) покрытий из фторсодержащих олигомеров "Фолеокс" на подложке из стали 45:**

а, б — исходных; в, г — термообработанных при температуре 473 К; д, е — обработанных рентгеновским излучением; ж, з — двухслойных; и, к — наполненных наночастицами; л, м — нанесенных на активный подслой нитрида титана; 1 — материал подложки; 2 — упорядоченный граничный слой вокруг каждой частицы; 3 — фазы в объеме композиционного покрытия; 4 — надмолекулярные и структурированные фазы; 5 — слой олигомера с повышенной прочностью; 6 — поверхностный слой; 7 — фаза с упорядоченным граничным слоем; 8 — упорядоченный приграничный слой;  $h_n$  — толщина неупорядоченного поверхностного слоя;  $h_r$  — толщина граничного слоя;  $h$  — толщина модифицированного слоя





**Рис. 2. Составные части композита:**

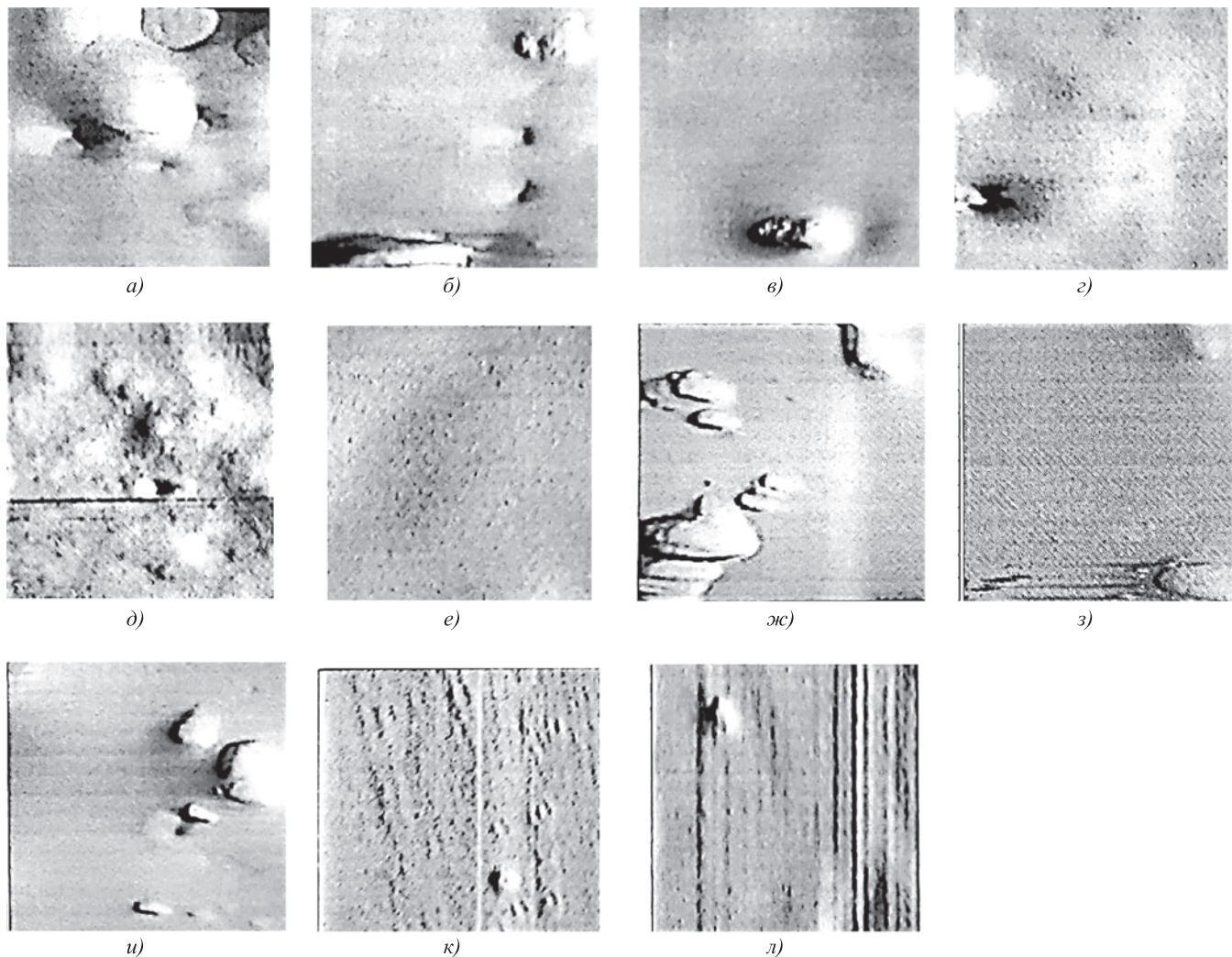
Ч — наночастица наполнителя; С — связующее; П — связующее, модифицированное наночастицей наполнителя

менологические модели, используемые в настоящее время при изучении тонкослойных фторсодержащих покрытий, получаемых из жидкой фазы [31]. Экспериментальными исследованиями установле-

но [32, 35, 36], что модифицирование полимерных и олигомерных материалов нанодисперсными частицами приводит к синергетическим изменениям физико-механических свойств и, соответственно, эксплуатационных характеристик как объемных материалов, так и пленок и покрытий.

На рис. 2 представлена модель [32] формирования нанофазных композиционных систем, обобщенно иллюстрирующая механизм влияния наночастиц на прилегающее связующее вещество, в результате чего образуется третий тип вещества — модифицированное связующее.

На рис. 3 представлены АСМ-изображения наноконпозиционных тонкослойных фторсодержащих покрытий, сформированных при различных технологических условиях.



**Рис. 3. Морфология наноконпозиционных покрытий ФСО на твердых подложках различной природы с различными составами модификаторов (×1500):**

*a–з* — медная подложка: *a* — Ф14 + 3 % шихты; *б* — Ф14 + 1 % шихты; *в* — Ф14 + 0,5 % шихты; *г* — Ф14 + 0,3 % шихты; *д* — Ф14 + 0,1 % шихты; *е* — Ф14; *ж* — Ф14 + 0,3 % шихты + термообработка при 373 К в течение 60 мин; *з* — Ф1 + 0,3 % шихты + термообработка при 373 К в течение 60 мин; *и* — железная подложка, Ф1 + 0,3 % шихты; *к* — стеклянная подложка, Ф1 + 1 % шихты; *л* — алюминиевая подложка, Ф14 + 1 % шихты

По данным, полученным методом АСМ, видно, что на морфологию получаемых нанокластеров оказывает существенное влияние тип подложки, полярность применяемого фторсодержащего олигомера, термообработка, концентрация модификатора. В зависимости от выбранного технологического метода модифицирования возможно получение различных по своей морфологии нанокластеров в структуре покрытия, что в конечном результате скажется на физико-механических характеристиках нанокomпозиционных фторсодержащих покрытий. В частности, исследования микротвердости фторсодержащих нанокomпозиционных покрытий, сформированных на металлических поверхностях, показали, что введение нанодисперсных частиц в структуру покрытий приводит к неоднозначным результатам при оценке прочностных характеристик (табл. 2).

При модифицировании покрытия из фторсодержащего олигомера, сформированного на алюминиевой подложке, нанодисперсными частицами шихты, значения микротвердости композиционного покрытия несколько возрастают. Превышение содержания модификатора в покрытии свыше 0,3 % мас. приводит к снижению значений микротвердости по сравнению с аналогичными значениями

в покрытии, не содержащем модификатора. Термообработка нанокomпозиционных фторсодержащих покрытий, сформированных на алюминии, приводит к дальнейшему снижению значений микротвердости. Аналогичная тенденция изменения значений микротвердости наблюдается и для нанокomпозиционных покрытий, сформированных на медной подложке. При формировании фторсодержащих покрытий, модифицированных нанодисперсными частицами шихты, на стальной подложке нанокomпозиционные слои проявляют протекторные свойства, выражающиеся в увеличении значений микротвердости нанокomпозиционных покрытий, в том числе и при проведении термообработки.

Введение нанодисперсных модификаторов приводит к изменению морфологии и физико-механических характеристик покрытий, что связано со структурными изменениями. В работе [32] рассмотрены возможные механизмы трансформации структуры полимерных матриц.

В работе [33] для определения модифицирующего влияния наночастиц на близлежащие слои полимерной или олигомерной матрицы применяют следующее выражение:

$$L = r \left[ 1 + \frac{\rho_n}{\rho_p} \left( \frac{1}{C_n} - 1 \right) \right]^{3^{-1}}, \quad (1)$$

где  $r$  — размер частицы;

$\rho_n$  и  $\rho_p$  — плотность наполнителя и полимера соответственно;

$C_n$  — концентрация наполнителя.

Параметр  $L$  — толщина полимерной матрицы, в которой частица модификатора проявляет свою активность [32]. В случае, если модифицирующее влияние наночастиц проявляется при их допинговом содержании, то  $1/C_n \gg 1$ , тогда уравнение (1) можно представить в виде

$$L = r \sqrt[3]{\frac{\rho_n}{\rho_p C_n}}. \quad (2)$$

В работе [32] толщина модифицированного поверхностного слоя кристалла оценивается уравнениями:

$$S_{cl} = 0,5l_n; \quad (3)$$

$$l_n = \frac{230}{\sqrt{Q_D}}, \quad (4)$$

где  $l_n$  — размер частицы, обладающей наносвойствами;

$Q_D$  — температура Дебая.

Таблица 2

Микротвердость металлических подложек с покрытием из ФСО Ф14, модифицированным шихтой УДАГ

Температура термообработки, К	Значения микротвердости, МПа					Подложка	
	Исходное покрытие	Концентрация шихты, % мас.					
		0,1	0,3	0,5	1,0		3,0
293	44	47	46	33	33	36	Al
373	43	33	35	34	35	35	
473	42	34	36	32	34	34	
523	42	18	17	17	17	18	
293	127	84	84	95	85	84	Cu
373	115	86	92	87	97	78	
473	112	78	72	76	85	68	
523	105	41	38	53	53	54	
293	196	231	241	170	147	221	Fe
373	212	190	192	202	192	212	
473	214	210	238	226	214	228	
523	208	219	224	221	212	228	

При рассмотрении нанокпозиционных материалов, таких как кластерные системы, для случая идеального расположения наночастиц наполнителя в объеме полимерной (олигомерной) матрицы толщина модифицированного слоя определяется уравнением:

$$h = r - \frac{1}{\sqrt[3]{2\rho_n}}. \quad (5)$$

Приведенные выше уравнения предложены для объемных объектов, поэтому представляет интерес рассмотрение возможности их применимости для тонкослойных систем, толщина которых не превышает 10 мкм.

Для описания данных структур можно предложить следующую модель формирования нанокластерных агломератов, представленную на рис. 4. Более точное определение размеров нанокластерных структур, образуемых при модифицировании, возможно получить, учитывая количество наночастиц в данном нанофазном кластере и зарядовую активность поверхностных слоев подложек, на которых формируются нанокпозиционные покрытия. Таким образом, формулу (1) можно представить в виде

$$L = k_n r \sqrt[3]{\frac{\rho_n}{\rho_n C_n}} + C, \quad (6)$$

где  $k_n$  — число нанодисперсных частиц в кластере;

$C$  — размерный параметр, учитывающий влияние зарядовой активности поверхности подложки на размер нанокластерной структуры [31].

В качестве примера по приведенным формулам вычислены размеры наночастиц, в том числе для случаев использования модификатора в различных концентрациях. Расчеты выполняли для покрытий из фторсодержащих олигомеров, модифицирован-

ных шихтой УДАГ. По формуле (1) получены размеры наночастиц 114, 79 и 57,2 нм при концентрациях модификатора 0,1; 0,5 и 3,0 % мас. соответственно. Расчеты без модификатора дают результаты: 27,78 нм по формулам (3—4) и 59,9 по формуле (5).

Результаты расчетов можно сопоставить с измеренными размерами нанокластеров в покрытиях из фторсодержащих олигомеров "Фолеокс". Измерения выполняли методом АСМ для случаев содержания модификатора УДАГ в количестве 0,1; 0,5 и 3,0 % мас., при этом размеры нанокластеров 1×1, 2×6 и 3×4 мкм соответственно.

Полученные данные дают возможность оценить порядок размерных соотношений между наночастицами и нанокластерами и влияние на них процентного содержания модификатора. Установление такой корреляции позволит определять размеры нанокластеров расчетным путем.

Однако анализ представленных уравнений и полученных с их помощью расчетных результатов показывает, что для случаев тонкослойных покрытий данные выражения дают лишь приблизительную оценку размеров нанокластеров, образованных в покрытии фторсодержащих олигомеров при модифицировании УДАГ. Можно предположить, что кластерные структуры, образующиеся при модифицировании тонкослойных покрытий фторсодержащих олигомеров, состоят из нескольких дисперсных частиц, вокруг которых происходит образование нанокластера или данные кластеры взаимодействуют друг с другом с образованием более крупных агрегатных структур. Данное предположение подтверждается исследованиями, проведенными методом атомно-силовой микроскопии по изучению морфологии данных нанокластеров [25—27, 29—33, 35].

Из данных АСМ, полученных в режиме обработки "Профиль", следует, что изучаемый кластер размером  $\approx 2,5$  мкм состоит из трех более мелких по размеру кластеров размерами от 0,2 до 1,5 мкм.

### Заключение

На основании изложенных материалов исследований, а также учитывая научные результаты других авторов, работающих в этом направлении, можно сделать обобщения и выводы:

— модифицирование тонкослойных фторсодержащих олигомеров и покрытий, получаемых

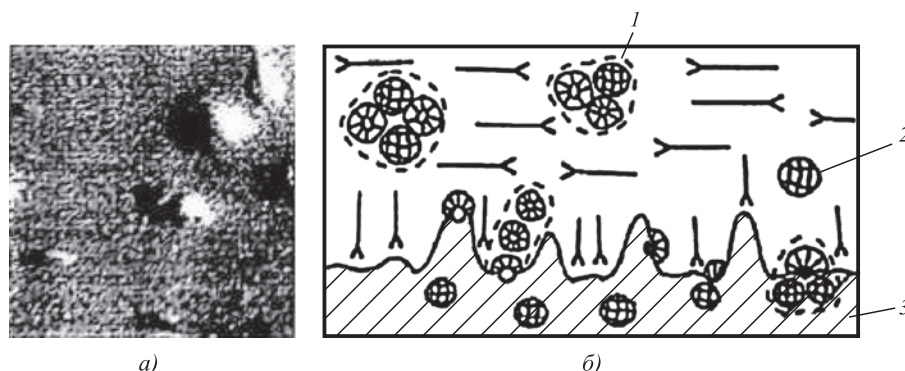


Рис. 4. Морфология ( $\times 1500$ ) (а) и схема строения (б) фторсодержащего покрытия, наполненного наночастицами, в том числе подвергнутыми энергетическому воздействию:

1 — нанокластерный агломерат; 2 — нанокластер; 3 — подложка

из жидкой фазы ультрадисперсными кластерами алмазосодержащего графита, приводит к синергетическому изменению их физико-механических характеристик за счет трансформации структуры полимерных матриц;

— для повышения гомогенности распределения наночастиц по объему раствора фторсодержащих олигомеров необходимо применять ультразвуковую обработку раствора;

— для придания нанофазным композиционным фторсодержащим покрытиям повышенных эксплуатационных характеристик необходима термообработка в интервале температур 373...523 К в течение 60 мин;

— превышение содержания модификатора во фторсодержащем покрытии больше 0,3 % мас. приводит к снижению значений микротвердости по сравнению с покрытием, не содержащим модификатора;

— основными параметрами, оказывающими влияние на морфологию нанофазных кластеров и физико-механические характеристики нанокпозиционных фторсодержащих покрытий, являются: тип заряда частицы наномодификатора; строение молекулы олигомера; технологические факторы, используемые при формировании покрытия (концентрация модификатора, температура).

Полученные результаты не противоречат научным исследованиям других авторов [1—18, 26—35], работающих в этой области науки.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Композиционные материалы:** справочник / под ред. В.В. Васильева, Ю.М. Тарнапольского. М.: Машиностроение. 1990. 510 с.
2. **Помогайло А.Д., Розенберг А.С., Уфлянд И.Е.** Наночастицы металлов в полимерах. М.: Химия. 2000. 672 с.
3. **ГОСТ В 26471—85, ГОСТ В 51035—97.** Специальные полимерные материалы и покрытия.
4. **Фторопласты** / Ю.П. Паншин и др. М.: Химия. 1999. 196 с.
5. **ТУ 6-10-1052—75.** Эмаль ВЛ-515 красно-коричневая. Введ. гос. ком. стандартов 02.12.75., изм. 01.07.88.
6. **Фторопластовая** суспензия Ф-2МСД // сайт отдела фторполимеров ОАО "Пластполимер". <http://www.plastpolymer.org/pokr.htm>. Дата обращения 19.05.2021.
7. **Металлополимерные наноккомпозиты** (получение, свойства, применение) / В.М. Бузник и др. Новосибирск: Изд-во СО РАН. 2005. 215 с.
8. **Охлопкова А.А., Виноградов А.В.** Пластики, наполненные ультрадисперсными неорганическими соединениями. Гомель: Изд-во ИММС НАНБ. 1999. 180 с.
9. **Цвайфель Х., Маер Р.Д., Шиллер М.** Добавки к полимерам: справочник. СПб.: ЦОП "Профессия". 2010. 1144 с.
10. **Триботехнические** технологии функциональных композиционных материалов. Модельные представления / С.В. Авдейчики др. Гродно: Изд-во ГГАУ. 2007. 318 с.
11. **Овчинников Е.В., Струк В.А., Губанов В.А.** Тонкие пленки фторсодержащих олигомеров: основы синтеза, свойства и применение. Гродно: Изд-во ГГАУ. 2007. 326 с.
12. **Михайлин Ю.А.** Конструкционные полимерные композиционные материалы. СПб.: Научные основы технологии. 2008. 822 с.
13. **Кербер М.Л., Виноградов В.М., Головкин Г.С.** Полимерные конструкционные материалы: структура, свойства, технология: учебное пособие. СПб.: ЦОП "Профессия". 2008. 560 с.
14. **Запороцкова И.В.** Углеродные и неуглеродные наноматериалы и композитные структуры на их основе: строение и электронные свойства. Волгоград: Изд-во ВолГУ. 2009. 490 с.
15. **Емельянов В.М., Ворначева И.В.** Повышение точности математического моделирования фоновой составляющей рамановских спектров при контроле процесса нанесения нанозолота 10 нм // Известия Юго-Западного гос. ун-та. Серия: Физика и химия. 2012. № 2. С. 120—123.
16. **Изучение** порошков на основе титана и никеля. Повышение эксплуатационных характеристик титановых сплавов / В.Н. Гадалов и др. Курск: ЗАО "Университетская книга". 2018. 121 с.
17. **Описание** процесса электроискрового легирования (обобщенная модель) / В.Н. Гадалов и др. // Известия Юго-Западного гос. ун-та. Серия: Техника и технологии. 2016. № 4 (21). С. 58—66.
18. **Оптимизация** электроакустического нанесения покрытий для повышения эксплуатационных свойств композитов из жаропрочных сплавов на основе никеля / В.Н. Гадалов и др. // Вестник машиностроения. 2017. № 6. С. 7—9.
19. **Закономерности** формирования структуры частиц порошковых композиций на основе алюминия, получаемых механическим реакционным легированием / В.Н. Гадалов и др. // Материаловедение. 2019. № 7. С. 38—42.
20. **Бондалетова Л.И., Бондалетов В.Г.** Полимерные композиционные материалы. Томск.: Изд-во ТПУ. 2013. 118 с.
21. **Наноккомпозиты:** исследования, производство и применение / под ред. А.А. Берлина, И.Г. Ассовского. М.: ТорусПресс. 2014. 224 с.
22. **Бреки А.Д., Диденко А.Л., Кудрявцев В.В.** Композиционные покрытия на основе полиамида А-ООО и наночастиц WS<sub>2</sub> с повышенными триботехническими характеристиками в условиях сухого трения скольжения // Материаловедение. 2016. № 5. С. 41—44.
23. **Прочность** порошковых и композиционных материалов на основе металлов и керамики / В.Н. Гадалов и др. Курск: ЗАО "Университетская книга". 2017. 130 с.
24. **Электролитические** железозонофосфорные покрытия с наполнителем из карбида вольфрама, а также железомолибденовые и железозонофосфоровые покрытия / В.Н. Гадалов и др. // Современные состояния и пер-



спективы развития науки и образования: сб. статей III межд. науч.-практ. конференции. Петрозаводск: МЦНП "Новая наука". 2020. С. 55—66.

25. **Лиопо В.А., Струк В.А., Овчинников Е.В.** Особенности строения полимерных композитов, модифицированных углеродными добавками // Вестник Гродненского гос. ун-та. Серия 2. 2000. № 1. С. 47—53.

26. **Долматов В.Ю.** Ультрадисперсные алмазы детонационного синтеза. Получение, свойства, применение. СПб.: Изд-во СПВГПУ. 2003. 344 с.

27. **Тонкие пленки** воды: особенности структуры и диэлектрических характеристик / В.А. Лиопо и др. // Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях. Киев: УИЦ "Наука. Техника. Технология". 2009. С. 38—42.

28. **Гадалов В.Н., Алымов Д.С., Макарова И.А.** Изучение порошковых титановых сплавов, полученных электроэрозионным диспергированием отходов металлообработки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2019. Т. 15. № 5. С. 201—204.

29. **Металлография** металлов, порошковых материалов и покрытий, полученных электроискровыми способами / В.Н. Гадалов и др. // М.: ИНФРА-М. 2020. 468 с.

30. **Материаловедение** и металловедение сварки: учебник / В.Н. Гадалов и др. Москва; Вологда: Инфра-Инженерия. 2021. 308 с.

31. **Гадалов В.Н., Балабаева Е.Ф., Ляхов А.В.** Применение метода спектроскопии для оценки адгезионной прочности композиционного материала с электрофизическими покрытиями // Современные технологии в машиностроении: сб. статей XI межд. науч.-техн. конф. Пенза: Пенз. дом знаний. 2007. С. 26—29.

32. **Жаропрочный дисперсионно-твердеющий сплав ХН67МВТЮ (ЭП202)** на никельхромовой основе. Некоторые сведения / В.Н. Гадалов и др. Серия: Естественные и технические науки. 2017. № 8 (110). С. 74—79.

33. **Влияние** термообработки на структуру и механические свойства сплава Ti-6Al-6V-2Sn / В.Н. Гадалов и др. // Известия Юго-Западного гос. ун-та. Серия: Техника и технологии. 2016. № 3 (20). С. 37—42.

34. **Тонкая структура** и долговечность монокристаллов алюминия при ультразвуковом воздействии / Гадалов В.Н. и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 8 (140). С. 3—6.

35. **Овчинников Е.В.** Структура и морфология наноконпозиционных покрытий // Прогресивні технології і системи машинобудування. 2011. № 1. С. 253—261.

36. **Овчинников Е.В.** Теоретические и технологические основы создания тонкопленочных фторсодержащих покрытий: дисс. ... докт. техн. наук. 2014. 439 с.

37. **Гадалов В.Н., Филатов Е.А., Губанов О.М.** Нанотехнологии, материалы, покрытия, трубки частицы. Lap Lambert Academic Publishing. 2020. 253 с.

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.

Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".

**E-mail:** utp@mashin.ru

**Web-site:** www.mashin.ru

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

Технический редактор *Копова Е.В.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 29.06.2021 г. Подписано в печать 30.08.2021 г. Формат 60×88 1/8.

Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49

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

Сайт: [www.aov.ru](http://www.aov.ru)