

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 16  
2020  
№ 4 (184)  
апрель

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.

Ю.Р. КОПЫЛОВ, 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:**

О.С. ЛУКАШЕНКО

А.В. ОРЛОВА

Е.А. СЕРИКОВА

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.

## СОДЕРЖАНИЕ



### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Мокрицкий Б.Я., Ситамов Э.С.** Выбор упрочняющих покрытий по результатам имитационного моделирования ..... 147
- Щедрин А.В., Игнаткин И.Ю., Чихачёва Н.Ю.** Исследование закономерностей изменения коэффициента трения скольжения в инновационных методах комбинированного дорнования отверстий ..... 150



### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

- Бараз В.Р., Эстемирова С.Х., Ишина Е.А., Копичникова П.И.** Влияние фрикционной обработки на структуру и упрочнение бериллиевой бронзы ..... 156
- Безъязычный В.Ф.** К вопросу расчетного определения степени наклепа в поверхностном слое материала детали при механической обработке ..... 160
- Лебедев В.А., Отений Я.Н., Аль Обайди Луаи Мохамед Раджаб.** Методы отделочно-упрочняющей обработки длинных валов резанием и поверхностным пластическим деформированием ..... 164
- Семенченко И.Ю., Васильев В.Б., Мордовцев А.А.** Выведение поправочного коэффициента для расчета установившейся шероховатости при вибрационной упрочняющей обработке с высокими амплитудами ..... 168



### ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

- Слезко М.Ю., Овчинников В.В., Учеваткина Н.В.** Влияние имплантации ионов серебра на закономерности изнашивания титана VT1-00 ..... 172
- Абрашов А.А., Винокуров Е.Г., Егупова М.А., Скопинцев В.Д.** Химическое осаждение твердых композиционных покрытий Ni-Cu-P-Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ..... 179



### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

- Сухочев Г.А., Грымзин А.Ю., Подгорнов В.Н., Коденцев С.Н., Грицюк В.Г.** Повышение производственной технологичности рабочих поверхностей нагруженных деталей применением упрочняющей комбинированной обработки ..... 182



### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУР

- Кортаев Д.Н., Полещенко К.Н., Еремин Е.Н., Орлов П.В., Вершинин Г.А., Тарасов Е.Е.** Эффект дальнего действия при формировании наноструктурных топокомпозиатов под воздействием комбинированных ионно-плазменных потоков ..... 187

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

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 16  
2020  
№ 4 (184)  
April

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  
Yu.R. KOPYLOV  
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:**

O.S. LUKASHENKO  
A.V. ORLOVA  
E.A. SERIKOVA

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

## CONTENTS



### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

- Mokritsky B.Ya., Sitamov E.S.** Selection of strengthening coatings based on simulation results ..... 147  
**Shchedrin A.V., Ignatkin I.Yu., Chikhacheva N.Yu.** Study of variation patterns in sliding friction coefficient in innovative methods of combined hole mandrelling ..... 150



### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

- Baraz V.R., Estemirova S.Kh., Ishina E.A., Kopichnikova P.I.** Effect of frictional treatment on structure and hardening of beryllium bronze ..... 156  
**Bezyazhchny V.F.** To question of calculated determination of cold-work hardening degree in surface layer of part material during machining ..... 160  
**Lebedev V.A., Oteny Ya.N., Al Obaidi Luai Mohamed Rajab.** Finishing and hardening methods for long shafts by cutting and surface plastic deformation ..... 164  
**Semenchenko I.Yu., Vasil'ev V.B., Mordovtsev A.A.** Derivation of correction coefficient for calculating of steady-state roughness during vibration hardening high amplitudes treatment ..... 168



### CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

- Slezko M.Yu., Ovchinnikov V.V., Uchevatkina N.V.** Effect implantation of silver ions on patterns of wear of titanium VT1-00 ..... 172  
**Abrashov A.A., Vinokurov E.G., Egupova M.A., Skopintsev V.D.** Chemical deposition of hard composite coatings Ni-Cu-P-Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ..... 179



### PROCESSING BY COMBINED METHODS

- Sukhochev G.A., Grymzin A.Yu., Podgornov V.N., Kodentsev S.N., Gritsyuk V.G.** Improving of manufacturability of loaded parts working surfaces using strengthening combined treatment ..... 182



### MATERIAL SCIENCE OF NANOSTRUCTURES

- Korotaev D.N., Poleshchenko K.N., Eremin E.N., Orlov P.V., Vershinin G.A., Tarasov E.E.** Long-range effect in formation of nanostructural topocomposites under influence of combined ion-plasma flows ..... 187

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



**Б.Я. Мокрицкий, Э.С. Ситамов**  
(Комсомольский-на-Амуре государственный университет)  
E-mail: boris@knastu.ru

## Выбор упрочняющих покрытий по результатам имитационного моделирования

*За счет моделирования процессов резания в программных средах ANSYS и DEFORM можно существенно сократить затраты при выборе рационального инструментального материала металлорежущего инструмента. Для многослойных покрытий на твердосплавном субстрате это затруднительно по ряду причин. Показана такая возможность и приведены примеры использования программной среды DEFORM для выбора рациональных или конкурирующих покрытий, в том числе и для "проектирования" покрытия под заданные условия эксплуатации металлорежущего инструмента.*

**Ключевые слова:** моделирование в DEFORM, учет влияния покрытия, работоспособность инструмента.

*By modeling cutting processes in the ANSYS and DEFORM software environments, can significantly reduce costs when choosing rational tool material for metal-cutting tool. For multilayer coatings on carbide substrate this is difficult for number of reasons. This possibility is shown and examples for using of the DEFORM software environment for choosing of rational or competing coatings, including for "designing" of the coating for the specified operating conditions of metal-cutting tool are presented.*

**Keywords:** modeling in DEFORM, accounting for effect of coating, performance of tool.

### Введение

Моделирование процесса резания существенно сокращает затраты на поиск рациональных решений [1–3]. В ряде ситуаций это единственный путь [4] оценить результат при многовариантности решений.

Известны разные программные среды для моделирования решения тех или иных задач при лезвийной обработке металлорежущим инструментом. Авторами оценена возможность применения программных сред ANSYS и DEFORM для моделирования условий эксплуатации металлорежущего инструмента, выполненного из твердосплавных инструментальных материалов с различными упрочняющими покрытиями. Оценена возможность программной среды "реагировать" на изменение архитектуры [5] покрытия, в том числе, на способность "чувствовать" изменение толщины одного из подслоев покрытия на 0,5 мкм. По ряду причин предпочтение отдано программной среде DEFORM применительно к токарной обработке специализированной стали 09X17H7Ю.

**Цель работы** — упрощение выбора рационального токарного твердосплавного инструмента, упрочненного различными покрытиями, за счет применения имитационного моделирования путем компьютерного моделирования процесса резания.

### Методика исследования

Моделировали процесс точения для выбора наиболее рационального инструментального материала (одинаковые твердосплавные пластины с разными упрочняющими покрытиями) путем оценки их работоспособности при равных условиях эксплуатации. Рациональность оценивали по величинам напряжений в инструментальном материале, деформации инструмента и температуре в зоне резания. Именно эти параметры информативны и ответственны [5, 6] за интенсивность изнашивания металлорежущего инструмента. Проверка адекватности результатов моделирования проведена в результате натурных токарных испытаний с регистрацией интенсивности изнашивания инструмента, записью со-

ставляющих сил резания и параметров акустической эмиссии [7, 8].

Примеры моделирования деформаций режущих инструментов известны, например, они приведены в работах [9, 10]. Но это частные примеры, в данной работе поставлена иная цель и более широкий круг задач.

### Результаты исследования и их обсуждение

Программная среда DEFORM специализирована на определении деформаций в зависимости от величин и направления действующих напряжений. Некоторые полученные авторами ранее результаты данной программной среды показаны в работах [5–7], применительно к настоящей задаче часть возможностей этой программной среды приведена в работах [11, 12].

Программная среда DEFORM позволяет оценить температуру в элементах зоны резания. Это чрезвычайно важно для твердосплавного инструмента с покрытиями, так как покрытие снижает силы резания и служит тепловым барьером на контактных площадках. Эта двойственная роль покрытия сложнофункциональна, что проверено и по значениям сил резания, и по параметрам акустической эмиссии в процессе резания, и по интенсивности изнашивания металлорежущего инструмента. Примеры приведены ниже.

На рис. 1 (см. обложку) показаны примеры (кадры) записей результатов моделирования максимальных напряжений в элементах системы резания при использовании двух разных инструментальных материалов. На этом же рисунке дана иллюстрация записей параметров акустической эмиссии в процессе резания. Из данных рис. 1 следует, что:

1. Результаты моделирования максимальных напряжений прогнозируют их снижение при применении инструмента с покрытием. Этого снижения достаточно для ожидания более высокой работоспособности инструмента.

2. Скорость протекания деформационных процессов при применении инструмента с покрытием выше, чем при применении инструмента без покрытия. Это позволяет прогнозировать снижение сил резания и, соответственно, прирост износостойкости инструмента с покрытием.

3. Прирост интенсивности (расстояние по вертикали между верхней и нижней линиями на левых верхних графиках рис. 1, *д*, *е*) сигналов акустической эмиссии во времени (по горизонтали указанных графиков) меньше при резании инструментом с покрытием. Число акустически активных

событий (вторые рисунки в нижних рядах) значительно меньше. Частотный спектр (первые рисунки в нижних рядах) акустических событий различен, для инструмента с покрытием преобладают частоты, типичные для вязкохрупкого разрушения обрабатываемого материала. При использовании инструмента без покрытия преобладают частоты, характерные для хрупкого разрушения. Это позволяет прогнозировать более высокую интенсивность изнашивания инструмента без покрытия.

Для проверки приведенных выше предположений и прогнозов были проведены дополнительные и сопутствующие исследования. Иллюстрация некоторых из них приведена на рис. 2 (см. обложку).

На рис. 2 цифрой 2 обозначен инструментальный материал ВК8 + Ti (до 1 мкм) + TiN (1 мкм) + (NbZrTiAl)N (2,5 мкм) (нанесение слоев покрытия методом конденсации ионной бомбардировкой с фильтрацией капельной фазы при ассистировании ускоренными ионами). Его следует расшифровывать следующим образом: на твердосплавный материал ВК8 нанесен слой металлического титана толщиной 1 мкм, на который нанесен промежуточный слой нитрида титана TiN толщиной 1 мкм, поверх него нанесен рабочий слой композиционного нитрида ниобия Nb, циркония Zr, титана Ti, алюминия Al толщиной 2,5 мкм. Особенности процесса фильтрации капельной фазы и ассистирования ускоренными электронами описаны в работе [12].

Цифрой 3 обозначен инструментальный материал ВК8 + Ti (до 1 мкм) + TiN (1 мкм) + (TiAl)N (2 мкм) + TiN (0,5 мкм) (нанесение слоев покрытия методом конденсации ионной бомбардировкой с фильтрацией капельной фазы и при ассистировании ускоренными ионами). Цифрой 4 обозначен материал ВК8 + (AlCr)N (1,5 мкм) + (AlTi)N (2 мкм) (нанесение слоев покрытия методом конденсации ионной бомбардировкой с фильтрацией капельной фазы без ассистирования ускоренными ионами). Цифрой 5 обозначен сплав ВК8 + алмазная термозаточка [8] по передней поверхности с последующим полированием.

Данные рис. 2, *б* получены при равных условиях эксплуатации квадратных твердосплавных токарных пластин с центральным отверстием (цифровое обозначение 03124-150416, буквенное обозначение SNMM-150416 по ГОСТ 19052—80) при скорости резания 50 м/мин, подаче 0,21 мм/об., глубине резания 0,5 мм для продольного чистового точения специализированной труднообрабатываемой коррозионно-стойкой стали 09Х17Н7Ю.

Анализ результатов, приведенных на рис. 2, показывает следующее:

1. Сила резания (см. рис. 2, а) и ее составляющие существенно меньше при применении инструмента с покрытием. При меньшей силе резания отмечается меньшее разрушение (см. рис. 2, б) инструментального материала.

2. Все три вида покрытий инструмента обеспечили более высокую работоспособность, чем у инструмента без покрытия. Значение повышения износостойкости коррелирует, в первую очередь, с изменением вертикальной составляющей силы резания (красный цвет на рис. 2, а, б). Лучшая корреляция — при максимальных значениях вертикальной составляющей силы резания.

Новые полученные результаты имитационного моделирования приведены ниже. На рис. 3 в виде номограммы иллюстрировано наличие взаимосвязи между эксплуатационным параметром (износ  $h$  режущей пластины инструмента по задней грани) технологического процесса точения стали 09Х17Н7Ю с параметрами (температура, напряжение, деформация), полученными имитационным моделированием для одного из инструментальных материалов.

Получены уравнения, описывающие тенденции изменения во времени указанных параметров. Подобные зависимости построены для инструментальных материалов с различными покрытиями (рис. 4).

Анализ рис. 3 и 4 позволяет сделать следующие выводы.

1. Результаты численного компьютерного эксперимента имитационным моделированием по параметрам "температура резания", "действующие напряжения", "деформация инструментального материала" подтвердились результатами натуральных экспериментов при резании по износу инструмента.

2. Тенденции изменения указанных параметров согласуются с тенденцией изменения во времени износа инструмента.

3. Указанные тенденции адекватно поддаются описанию математическими уравнениями.

4. Указанные математические уравнения позволяют:

— аппроксимировать указанные параметры на промежуточных моментах резания и прогнозировать их за рассмотренными пределами (300 с);

Инструментальный материал ВК8 + TiC (до 0,5 мкм) + TiN (1 мкм)

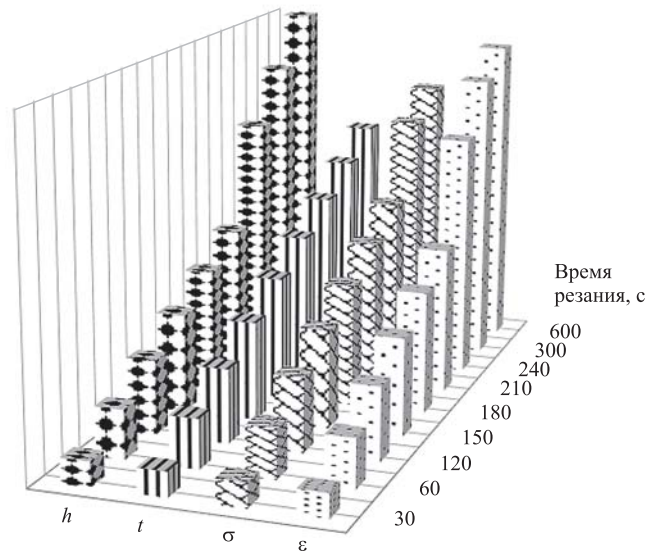


Рис. 3. Взаимосвязь тенденции изменения износа одного из инструментальных материалов в начальный период резания ( $h$  — износ;  $t$  — температура;  $\sigma$  — напряжение;  $\varepsilon$  — деформация)

— проектировать новые инструментальные материалы под заданные условия их эксплуатации (варьировать покрытиями для поиска наиболее эффективных);

— оптимизировать параметры режима резания для обеспечения благоприятных значений указанных параметров.

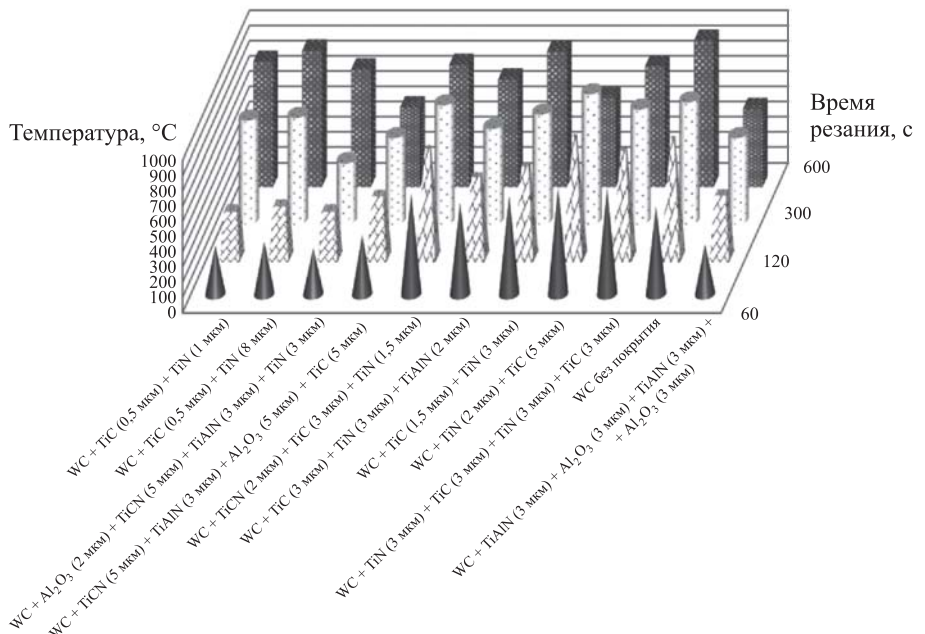


Рис. 4. Изменение (кинетика) во времени рациональности разных инструментальных материалов по параметру "температура резания"

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Алексеев В.П., Хаймович А.И. Имитационное моделирование процесса разрушения при лезвийной обработке в среде DEFORM: методические указания. Самара: Изд-во СГАУ, 2015.
2. Паршин В.С., Карамышев А.П., Некрасов И.И. и др. Практическое руководство к программному комплексу DEFORM-3D: учебное пособие. Екатеринбург: УрФУ, 2010. 266 с.
3. Щуров И.А., Никонов А.В. Применение CAE-программ для SPH-моделирования процесса резания однонаправленного волоконно-армированного композита // Известия ТулГУ. Технические науки. 2017. Вып. 8. Ч. 2. С. 228–234.
4. Rao G.V.G., Mahajan H. Mikro-mechanical modeling of machining of FRP composites-Cutting force analysis // Composites Science and Technol. 2007. Vol. 46. P. 579–594.
5. Vereschaka A.A., Vereschaka A.S., Batako A.D. et al. Development and research of nanostructured multilayer composite coatings for tungsten-free carbides with extended area of technological applications // Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2016. No. 87. P. 3449–3457. DOI: 10.1007/s00170-016-8739-5.
6. Мокрицкий Б.Я., Верещагин В.Ю., Верещагина А.С. Моделирование как средство оптимизации геометрии металлорежущего инструмента // Металлообработка. 2018. № 1. С. 14–19.
7. Верещагин В.Ю., Мокрицкий Б.Я., Верещагина А.С. Методология выбора эффективного покрытия на основе моделирования напряжений в режущем инструменте // Металлообработка. 2018. № 2 (104). С. 19–22.
8. Мокрицкий Б.Я., Верещагин В.Ю. Компьютерное моделирование процесса механической обработки для оптимизации упрочняющего воздействия на заготовку // Упрочняющие технологии и покрытия. 2018. Т. 14. № 3 (159). С. 111–117.
9. Алейников Д.П. Оптимизация высокопроизводительного фрезерования на основе мониторинга сил и вибраций: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Иркутск, ИРНИИТУ, 2018 г.
10. Гусев Д.В. Повышение показателей качества изготавливаемых изделий при использовании технологии быстрого прототипирования: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Ульяновск: ФГБОУ ВО "РУТ (МИИТ)", 2019 г.
11. Ситамов Э.С., Мокрицкий Б.Я. Результаты сравнительного исследования износостойкости твердосплавного инструмента при обработке нержавеющей стали // Металлообработка. 2018. № 4 (106). С. 7–13.
12. Упрочнение сложносоставными покрытиями режущих пластин для обработки коррозионно-стойкой стали 09X17H7Ю / Б.Я. Мокрицкий, А.А. Верещака, С.В. Бельх, Е.Б. Мокрицкая // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 5. С. 3–6.

УДК 621.787

DOI: 10.36652/1813-1336-2020-16-4-150-155

А.В. Щедрин, И.Ю. Игнаткин

*(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана),*

И.Ю. Чихачёва

*(МОО "Академия проблем качества", МБОУ СОШ № 1, г. Покров)**E-mail: ignatkinivan@gmail.com*

## Исследование закономерностей изменения коэффициента трения скольжения в инновационных методах комбинированного дорнования отверстий

*С использованием теоретических основ адгезионно-деформационной теории трения исследованы закономерности изменения коэффициента трения скольжения в инновационных методах дорнования отверстий инструментом с регулярным микрорельефом воздействующих поверхностей в условиях применения современных металлоплакирующих смазок, реализующих фундаментальное научное открытие "Эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского".*

**Ключевые слова:** регулярный микрорельеф, металлоплакирующая смазка, комбинированное дорнование, коэффициент трения скольжения.

*The variation patterns of sliding friction coefficient in innovative methods of hole mandrelling by regular microrelief tool of the working surfaces under the conditions of using modern metal plaque lubricants, which implement the fundamental scientific discovery "Garkunov—Kragelsky frictionlessness effect", are studied using the theoretical foundations of the adhesion-deformation friction theory.*

**Keywords:** regular microrelief, metal plaque lubricant, combined mandrelling, sliding friction coefficient.

При использовании алгоритмических процедур "искусственного технологического интеллекта" [1–3] для целенаправленного совершенствования существующих и системного синтеза перспективных ме-

тодов дорнования отверстий важное значение имеет коэффициент трения скольжения [4–7].

Еще большую актуальность данная проблема приобретает в инновационных методах дорнова-

ния отверстий инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности в условиях различных технологий применения современных металлолакирующих смазок, реализующих фундаментальное научное открытие "Эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского" [8—14].

Для оценки влияния характера и параметров микрогеометрии воздействующих поверхностей инструмента, а также состава металлолакирующей смазки на коэффициент трения скольжения были проведены следующие теоретико-экспериментальные исследования.

В качестве экспериментальных образцов-заготовок использовали полые цилиндры из дюралюминия Д1Т (121 НВ) наружным диаметром 39 мм и высотой 40 мм. Предварительная обработка отверстий — растачивание с параметром шероховатости  $Ra_3 < 2$  мкм.

В качестве обрабатывающего инструмента использовали сборные однозубые дорны-прошивки [12] с деформирующими элементами, которые имели следующие параметры:

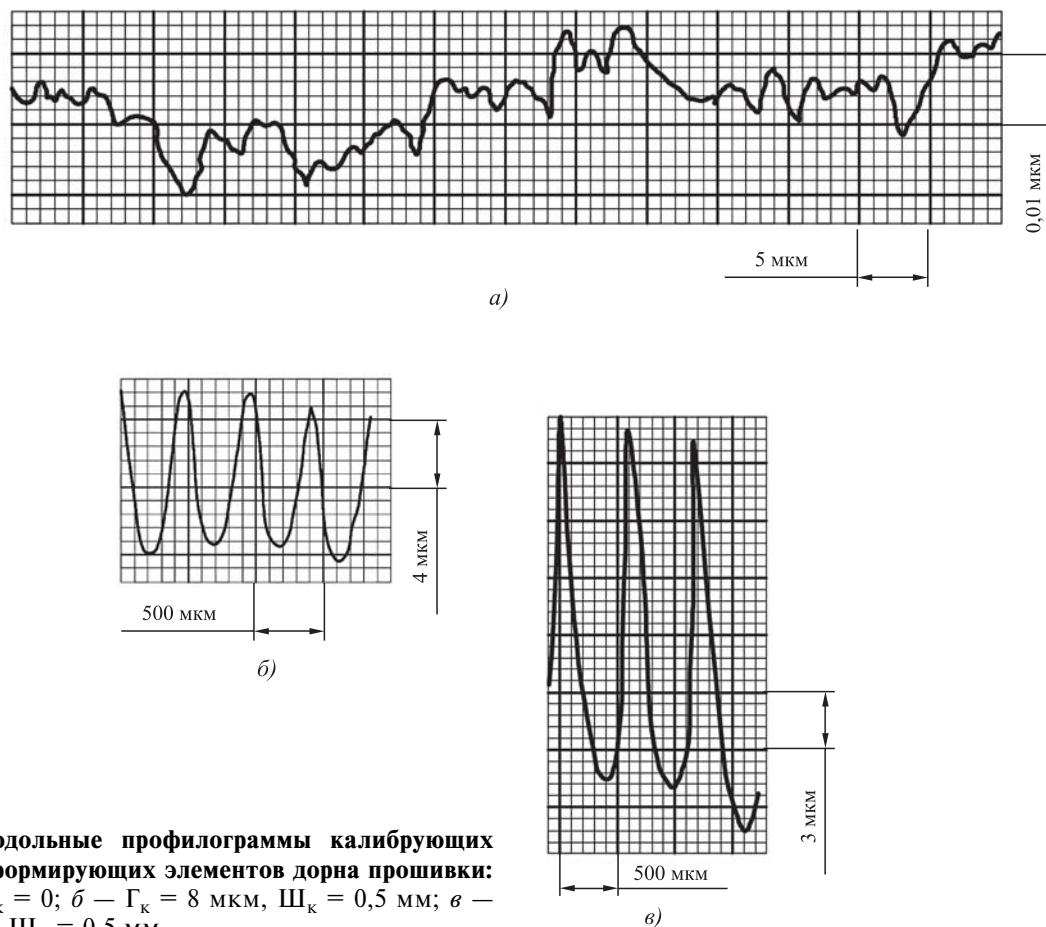
— диаметр по калибрующей ленточке 20 мм;

— углы рабочего и обратного конусов  $5^\circ$ ;  
— ширина калибрующей ленточки 7 мм.

Материал деформирующих элементов — быстроорежущая сталь Р6М5. Регулярный микрорельеф (РМР) воздействующих поверхностей деформирующих элементов выполнялся на исходном иррегулярном микрорельефе (ИМР), полученном после шлифования и полирования в виде однозаходных винтовых канавок [2, 12] радиусом 1,5 мм, шагом  $\Pi_k = 0,5$  мм и первоначальной глубиной на участке калибрующей ленточки  $\Gamma_k = 8$  и 20 мкм.

Продольные профилограммы калибрующих ленточек деформирующих элементов приведены на рис. 1. При параметрах  $\Gamma_k = \Pi_k = 0$  РМР условно соответствует исходному ИМР.

В качестве базовой технологической смазки применяли минеральное масло И-40 с добавкой многофункциональной металлолакирующей присадки "Валена" (патент РФ 2277579), реализующей эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского [14]. Экспериментальные исследования проводили без присадки и с содержанием присадки по объему  $C = 10$  и 20 %. Дорнование



**Рис. 1. Продольные профилограммы калибрующих ленточек деформирующих элементов дорна прошивки:**  
*a* —  $\Gamma_k = \Pi_k = 0$ ; *б* —  $\Gamma_k = 8$  мкм,  $\Pi_k = 0,5$  мм; *в* —  $\Gamma_k = 20$  мкм,  $\Pi_k = 0,5$  мм

отверстий выполняли на испытательной машине Р-5, имеющей скорость рабочего хода 0,05 м/мин. Номинальная абсолютная деформация  $i_n$  отверстий образцов-заготовок варьировалась в диапазоне до 0,5 мм с номинальным шагом 0,1 мм.

В результате получены следующие линейные зависимости удельной силы дорнования  $q_d$ , Н/мм, от фактической абсолютной деформации отверстий образцов-заготовок  $i_\phi < 0,4$  мм [8—13, 15].

Для РМР,  $\Gamma_k = \text{Ш}_k = 0$ :

$$\begin{cases} q_d (c = 0 \%) = 36,75 + 520,016i_\phi; \\ q_d (c = 10 \%) = 1,143 + 574,9i_\phi; \\ q_d (c = 20 \%) = 55,12 + 422,28i_\phi. \end{cases} \quad (1)$$

Для РМР,  $\Gamma_k = 8$  мкм,  $\text{Ш}_k = 0,5$  мм:

$$\begin{cases} q_d (c = 0 \%) = 40,91 + 696,72i_\phi; \\ q_d (c = 10 \%) = 35,22 + 589,46i_\phi; \\ q_d (c = 20 \%) = 19,15 + 620,83i_\phi. \end{cases} \quad (2)$$

Для РМР,  $\Gamma_k = 20$  мкм,  $\text{Ш}_k = 0,5$  мм:

$$\begin{cases} q_d (c = 0 \%) = 54,31 + 1879,96i_\phi; \\ q_d (c = 10 \%) = 182,57 + 639,66i_\phi; \\ q_d (c = 20 \%) = 88,59 + 1003,68i_\phi. \end{cases} \quad (3)$$

Анализ полученных зависимостей (1)—(3) показывает, что за счет добавок многофункциональной медьсодержащей металлоплакирующей присадки "Валена" в диапазоне  $i_\phi = 0,1 \dots 0,4$  мм можно получить уменьшение силы дорнования до 39 % или при равной силе дорнования увеличить

производительность дорнования в виде повышения деформации отверстия  $i_\phi$  до 2 раз [15].

Такой значительный результат можно объяснить образованием в контактной зоне ("третьем теле") сервитивной пленки меди, обладающей феноменальными физическими свойствами: полное отсутствие прямого контакта шероховатых поверхностей заготовки и обрабатывающего инструмента; уменьшение поверхностной энергии — пластифицирование деформируемого слоя ("эффект Ребиндера"); снижение коэффициента граничного трения до значений, соответствующих жидкостному трению [14].

Дополнительно было выявлено, что деформирующий элемент с параметрами РМР  $\Gamma_k = 20$  мкм,  $\text{Ш}_k = 0,5$  мм помимо деформирования оказывает параллельное воздействие в режиме микрорезания [2, 12], на наличие которого указывала образующаяся микростружка, плотно расположенная в канавках РМР (рис. 2).

Для исследования закономерностей изменения коэффициента трения скольжения [2] в данном факторном пространстве, в первом приближении использовали упрощенную формулу И.В. Крагельского [16]:

$$f = f_A + f_D = \left( \frac{\tau_0}{\text{HB}_3} + \beta \right) + \left( 0,4 \sqrt{\frac{\varepsilon_3 H_{3 \max}}{R_{\Pi}}} \right), \quad (4)$$

где  $f_A, f_D$  — соответственно адгезионная и деформационная составляющие коэффициента трения скольжения;

$\tau_0$  — прочность адгезионной связи при отсутствии нормального контактного давления, МПа;

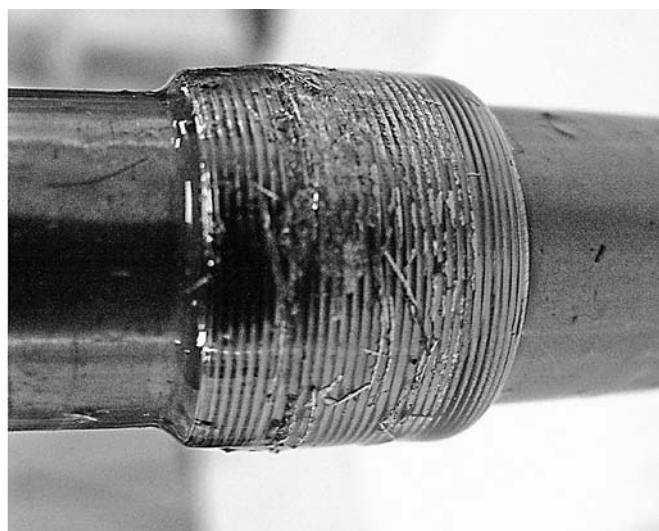
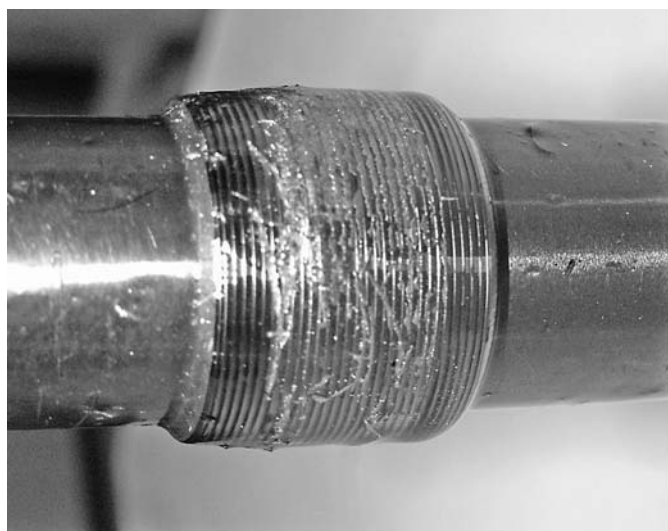


Рис. 2. Микростружка, образующаяся в результате дорнования отверстий инструментом с параметрами РМР  $\Gamma_k = 20$  мкм,  $\text{Ш}_k = 0,5$  мм



$HВ_3$  — исходная твердость материала образцов-заготовок по Бринеллю, МПа;

$\epsilon_3$  — относительная деформация максимального микровыступа шероховатой поверхности отверстия образцов-заготовок;

$H_{3\text{ max}}$  — высота максимального микровыступа шероховатой поверхности отверстия образцов-заготовок, мкм;

$R_{\Pi}$  — приведенный радиус при вершине единичного микровыступа шероховатой поверхности инструмента, мкм;

$\beta$  — пьезокоэффициент влияния нормального контактного давления на прочность адгезионной связи ( $\beta = 0$ ).

В табл. 1—3 приведены исходные данные и расчетные значения  $f$ ,  $f_A$ ,  $f_D$ , определенные по выражению (4). На рис. 3 представлены графические зависимости коэффициента трения скольжения по факторному пространству эксперимента.

Анализ табл. 1—3 и зависимостей (см. рис. 3) показывает, что дорнование инструментом с РМР по сравнению с дорнованием инструментом ИРМ обеспечивает более высокую относительную деформацию  $\epsilon_3$  микровыступов отверстия образцов-заготовок. Это объясняется тем, что каждый выступ РМР (см. рис. 1, б, в) является микроиндентором, реализующим многоцикловое воздействие на обрабатываемую поверхность на микроуровне.

Таблица 1

**Значения коэффициента трения скольжения при дорновании отверстий инструментом с параметрами РМР  $\Gamma_k = \Pi_k = 0$**

Параметр	Значение											
	0				10				20			
$c, \%$												
$i_{\Phi}, \text{ мм}$	0,1245	0,2334	0,3267	0,4192	0,1342	0,2300	0,3219	0,4217	0,1209	0,2334	0,3275	0,4175
$H_{3\text{ max}}, \text{ мкм}$	11,136	10,140	9,612	9,756	8,424	9,552	9,240	10,776	11,244	9,708	9,336	9,648
$\epsilon_3$	0,636	0,752	0,705	0,610	0,710	0,736	0,701	0,578	0,591	0,667	0,614	0,686
$HВ_3, \text{ МПа}$	1210											
$\tau_0, \text{ МПа}$	5,25				0,0204				0,787			
$R_{\Pi}, \text{ мкм}$	208											
$f_A$	0,0043				0,00002				0,00065			
$f_D$	0,0745	0,0765	0,0722	0,0745	0,06782	0,07353	0,07058	0,06921	0,07149	0,07057	0,0664	0,07135
$f$	0,0788	0,0808	0,0764	0,0719	0,06784	0,07355	0,07060	0,06923	0,07214	0,07122	0,06705	0,07200

Таблица 2

**Значения коэффициента трения скольжения при дорновании отверстий инструментом с параметрами РМР  $\Gamma_k = 8 \text{ мкм}$ ,  $\Pi_k = 0,5 \text{ мм}$**

Параметр	Значение											
	0				10				20			
$c, \%$												
$i_{\Phi}, \text{ мм}$	0,0525	0,1575	0,2617	0,3700	0,0592	0,1700	0,2600	0,3417	0,0592	0,1684	0,2700	0,3592
$H_{3\text{ max}}, \text{ мкм}$	10,74	9,672	10,020	9,858	10,764	9,744	10,020	10,452	11,172	9,888	10,656	10,944
$\epsilon_3$	0,775	0,924	0,865	0,922	0,775	0,846	0,881	0,917	0,755	0,856	0,840	0,855
$HВ_3, \text{ МПа}$	1210											
$\tau_0, \text{ МПа}$	0,584				0,503				0,273			
$R_{\Pi}, \text{ мкм}$	938											
$f_A$	0,00048				0,00041				0,00022			
$f_D$	0,03768	0,03904	0,03845	0,03937	0,03772	0,03749	0,03881	0,04093	0,03793	0,03798	0,03907	0,03995
$f$	0,03816	0,03952	0,03893	0,03985	0,03813	0,03790	0,03922	0,04084	0,03815	0,03820	0,03929	0,04017

Значения коэффициента трения скольжения при дорновании отверстий инструментом с параметрами РМР  $\Gamma_k = 20$  мкм,  $\Pi_k = 0,5$  мм

Параметр	Значение									
	0		10				20			
$c, \%$	0		10				20			
$i_\phi, \text{мм}$	0,0975	0,2967	0,1034	0,1975	0,2892	0,3760	0,0900	0,2024	0,2975	0,3800
$H_{3 \text{ max}}, \text{мкм}$	11,196	9,552	10,242	9,768	8,976	10,512	10,764	9,540	10,332	10,362
$\varepsilon_3$	0,886	0,841	0,877	0,864	0,795	0,837	0,924	0,836	0,787	0,834
НВ <sub>3</sub> , МПа	1210									
$\tau_0, \text{МПа}$	0,776		2,608				1,265			
$R_{\Pi}, \text{мкм}$	12									
$f_A$	0,00064		0,00215				0,001			
$f_D$	0,3636	0,3618	0,34657	0,33545	0,30845	0,34251	0,3640	0,3260	0,3290	0,3390
$f$	0,3643	0,3624	0,34870	0,33760	0,31060	0,34466	0,3650	0,3270	0,3300	0,3400

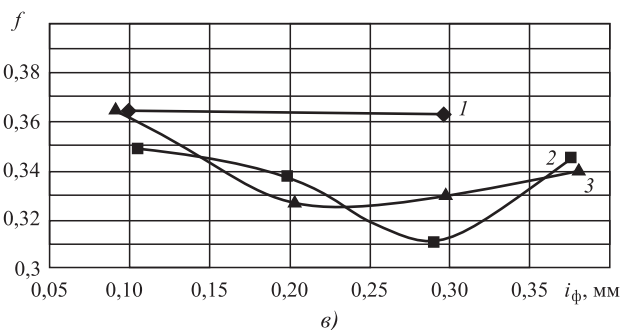
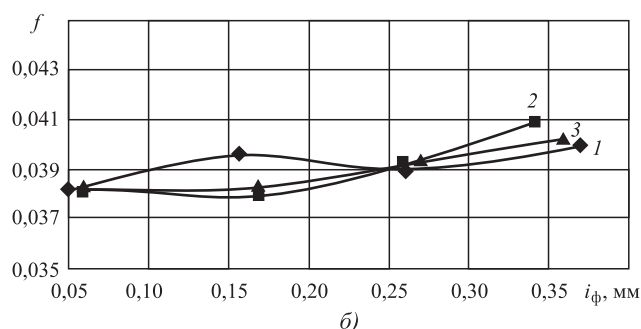
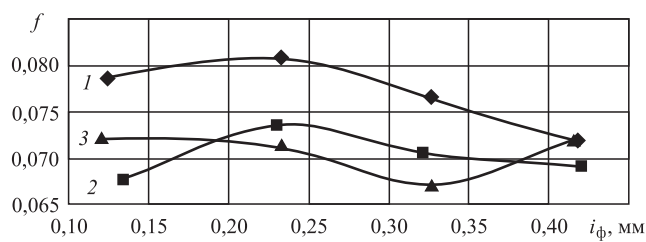


Рис. 3. Зависимости коэффициента трения скольжения от фактической абсолютной деформации и содержания присадки:

а — РМР  $\Gamma_k = \Pi_k = 0$ ; б — РМР  $\Gamma_k = 8$  мкм,  $\Pi_k = 0,5$  мм; в — РМР  $\Gamma_k = 20$  мкм,  $\Pi_k = 0,5$  мм; 1 —  $c = 0 \%$ ; 2 —  $10 \%$ ; 3 —  $20 \%$

Добавка металлоплакирующей многофункциональной присадки и образование в контакте ("третьем теле") сервитной пленки меди существенно уменьшают негативную адгезионную составляющую коэффициента трения скольжения в условиях деформирования (см. табл. 1, 2).

Наблюдаемое параллельное микрорезание является предельным видом контактного взаимодействия и переходом порога внешнего трения, при котором  $f > 0,22$  [2].

Комбинированный деформирующе-микрорезающий способ воздействия на обрабатываемый материал может быть эффективно применен для обработки отверстий заготовок с дефектным слоем, например в виде оксидных пленок, а также более интенсивно в определенных условиях исправляет исходные геометрические погрешности отверстия [1, 2, 12].

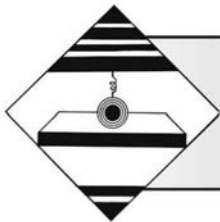
Как показали многочисленные производственные испытания — по сравнению с ИМР воздействующей поверхности инструмента ее РМР за счет большей "маслоемкости" обеспечивает полное исключение образования адгезионного нароста обрабатываемого материала, существенное повышение качества обработки и стойкости деформирующих элементов [13].

Полученные результаты позволяют расширить информационную базу алгоритмических процедур "искусственного технологического интеллекта" и фундаментального направления "трибология на основе самоорганизации" [1—3, 14, 16] для системного структурно-параметрического синтеза конкурентоспособных методов дорнования отверстий [7, 9—11, 17].

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачёва Н.Ю.** Искусственный технологический интеллект как идеологическая основа всеобщей системы методов обработки материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 6. С. 20—26.
2. **Щедрин А.В., Ульянов В.В., Бекаев А.А. и др.** Трибология как фундаментальная основа системного проектирования конкурентоспособных технологических объектов // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 4. С. 15—20.
3. **Ярославцев В.М.** Разработка методологии поиска новых методов обработки и ее практическая реализация // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Серия "Машиностроение". 2007. № 2. С. 56—70.
4. **Проскуряков Ю.Г., Романов В.Н., Исаев А.Н.** Объемное дорнование отверстий. М.: Машиностроение, 1984. 224 с.
5. **Сивцев Н.С.** Развитие теории и технологии дорнования отверстий в нестационарных условиях трения инструмента с заготовкой: дис. ... д-ра техн. наук / ИжГТУ. Ижевск, 2005. 298 с.
6. **Скворцов В.Ф., Арляпов А.Ю.** Дорнование глубоких отверстий малого диаметра. Томск: Изд-во ТПУ, 2005. 91 с.
7. **Воронцов А.Л.** Промышленное апробирование результатов исследования совмещенного процесса редуцирования-дорнования // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2017. № 9. С. 3—10.
8. **Мельников Э.Л., Щедрин А.В., Климочкин К.О. и др.** Влияние состава металлоплакирующей смазки на характеристики комбинированного прошивания отверстий в заготовках из латуни марки ЛС59-1 // Ремонт, восстановление, модернизация. 2017. № 1. С. 27—34.
9. **Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачёва Н.Ю. и др.** Технологические возможности метода комбинированного прошивания отверстий с противодавлением металлплакирующих смазок // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2016. № 9. С. 30—35.
10. **Влияние** угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики методов комбинированного прошивания (протягивания) отверстий / А.В. Щедрин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 3. С. 20—24.
11. **Щедрин А.В., Алешин В.Ф., Бугаев А.М. и др.** Технологические возможности метода комбинированного дорнования отверстий инструментом с винтовой геометрией воздействующих поверхностей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2019. Т. 15. № 8. С. 342—347.
12. **Щедрин А.В., Ульянов В.В., Бекаев А.А.** Повышение эффективности комбинированной обработки отверстий на основе регуляризации микрогеометрии поверхности рабочих элементов инструмента // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 6. С. 14—19.
13. **Щедрин А.В., Танненгольц А.Б.** Совершенствование характеристик инструмента для деформирующе-выглаживающего прошивания отверстий // Машиностроитель. 2002. № 11. С. 20—23.
14. **Гаркунов Д.Н., Мельников Э.Л., Бабель В.Г. и др.** Трибология на основе самоорганизации. Германия: LAMBERT, 2015. 245 с.
15. **Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Зинин М.А.** Оптимизация рецептуры металлоплакирующих смазок для комбинированного дорнования отверстий в заготовках из нешлифуемых цветных сплавов // Вестник машиностроения. 2012. № 9. С. 76—79.
16. **Щедрин А.В., Алёшин В.Ф., Бодарева А.В. и др.** Формулы для прогнозирования силы комбинированного дорнования отверстий инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности в условиях применения металлоплакирующих смазок // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2017. Т. 18. № 11. С. 518—522.
17. **Щедрин А.В., Есов В.Б., Алёшин В.Ф. и др.** Повышение эффективности комбинированного дорнования за счет регуляризации микрогеометрии поверхности отверстия обрабатываемой заготовки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 7. С. 314—317.





<sup>1</sup>В.Р. Бараз, <sup>2</sup>С.Х. Эстемирова, <sup>1</sup>Е.А. Ишина, <sup>1</sup>П.И. Копичникова  
(<sup>1</sup>Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург,  
<sup>2</sup>Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург)  
E-mail: vrbaraz@mail.ru

## Влияние фрикционной обработки на структуру и упрочнение бериллиевой бронзы

*Исследовано влияние поверхностной пластической деформации трением скольжения на структуру и механические свойства стареющего сплава медно-бериллиевой композиции типа БрБНТ1,7. Установлено, что после упрочняющего дисперсионного твердения (закалка от 780 °С с последующим старением при 320 °С) заключительная фрикционная обработка ленточных образцов по схеме "неподвижные инденторы—скользящая заготовка" приводит к возрастанию прочностных свойств (микротвердости), а также повышению технологической пластичности (числа знакопеременных гибов). Рентгенографическое исследование и электронно-микроскопический анализ структуры показали, что в сплаве распад пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора протекает по прерывистому механизму и связан с выделением интерметаллидной  $\gamma$ -фазы (CuBe). Фрикционная обработка способствует образованию в приповерхностном слое высокодисперсной структуры нанокристаллического масштаба. Формирование такого структурного состояния вызвано осуществлением комбинированного механизма деформации, включающего сдвиговую и ротационную модели пластического формирования.*

**Ключевые слова:** бериллиевая бронза, фрикционная обработка, пересыщенный твердый раствор, прерывистый распад, фазовый состав, дисперсионное упрочнение, механические свойства.

*The effect of surface plastic deformation by sliding friction on the structure and mechanical properties of copper-beryllium composition BrBNiTi1,7 aging alloy is studied. It is established that after strengthening dispersion hardening (quenching from 780 °C and subsequent aging at 320 °C), the final friction treatment of tape samples according to the "fixed indenters—sliding blank" scheme leads to increase in strength properties (microhardness), as well as increase in technological plasticity (the number of alternating bends). X-ray diffraction analysis and electron microscopy of structure showed that in addition to the matrix  $\alpha$ -solid solution, certain amount of insoluble intermetallic  $\gamma$ -phase (CuBe) is fixed in the quenched state. Friction treatment contributes to the formation of finely dispersed nanocrystalline-scale structure in the surface layer. The formation of such structural state is caused by the implementation of the deformation combined mechanism, which includes the shear and rotational models of plastic forming.*

**Keywords:** beryllium bronze, friction treatment, supersaturated solid solution, intermittent decay, phase composition, dispersion strengthening, mechanical properties.

### Введение

Среди известных методов поверхностного пластического деформирования металлических материалов заслуживающим несомненного внимания является способ обработки путем трения скольжения [1–3]. До настоящего времени этот технологический прием был известен главным образом применительно к материалам (в основном инструментального класса), в которых нужно было

обеспечить повышенное значение такой важной служебной характеристики, как износостойкость. Вместе с тем подобная обработка может рассматриваться в качестве перспективного метода упрочнения широкой номенклатуры пружинных материалов. Упругие элементы (изготовленные из проволоки или ленты) обычно эксплуатируются в условиях воздействия преимущественно изгибающих или крутящих нагрузок. Следовательно, наиболее нагруженными участками оказываются

их поверхностные слои. Поэтому использование методов поверхностного упрочнения таких изделий, в том числе путем фрикционной обработки, представляется вполне оправданным технологическим приемом.

В работах [4, 5] показано, что поверхностное фрикционное деформирование может быть успешно применено к пружинным сталям, относящимся к разным структурным классам — мартенситному и аустенитному. Вместе с тем подобные исследования отсутствуют применительно к такому классу пружинных материалов, как бериллиевые бронзы, например стареющие сплавы с 2...2,5 % Be — БрБ2; БрБ2,5. Последующим развитием этих сплавов стало создание бериллиевой бронзы, дополнительно легированной добавками никеля и титана (сплавы типа БрБНТ1,7 и БрБНТ1,9) [6, 7].

**Цель работы** — изучение особенностей структурных изменений и формирования свойств стареющего сплава на медно-бериллиевой основе, подвергнутого упрочняющей деформационной обработке в режиме трения скольжения.

### Материал и методика проведения исследований

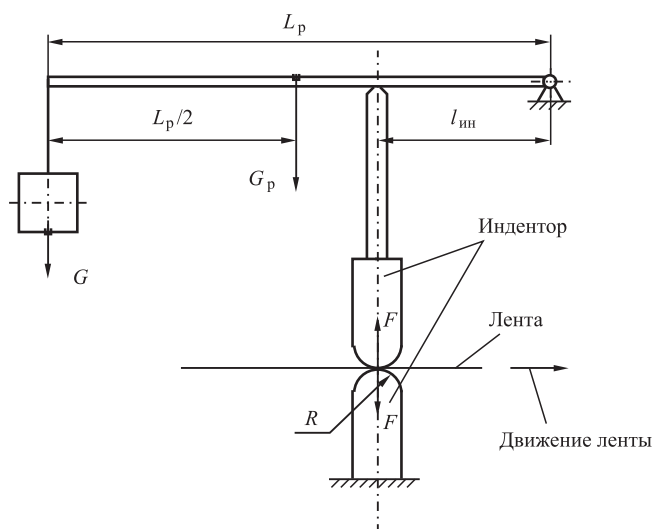
В качестве материала для исследования служила бериллиевая бронза промышленной марки БрБНТ1,7, содержащая, % мас. 1,68 Be; 0,34 Ni; 0,25 Ti; медь — остальное. Использовали ленточные заготовки толщиной 0,3 мм и шириной 8,0 мм.

Исследуемый сплав, относящийся к числу классических стареющих сплавов, подвергали стандартной термической обработке путем закалки на пересыщенный твердый раствор от 780 °С (в течение 15 мин). Затем проводили последующее старение при 320 °С длительностью 3 ч. Далее термообработанный сплав подвергали фрикционному деформированию на экспериментальной установке по схеме "неподвижные инденторы—скользящая заготовка" [8]. Необходимую силу в зоне контакта  $F$  обеспечивали с помощью подвешенного груза  $G$  радиуса закругления  $R$  инденторов-валков. Инденторы изготавливали из твердого сплава ВК8. Схема фрикционного деформирования приведена на рис. 1.

Сила в зоне контакта  $F$  связана с массой подвешенного груза  $G$  следующим соотношением [8]:

$$F = 9,81 \frac{L_p}{l_{ин}} (G + 0,5G_p),$$

где  $L_p$  — рабочая длина рычага;



**Рис. 1.** Поверхностная фрикционная обработка по схеме "неподвижные инденторы—скользящая заготовка"

$l_{ин}$  — расстояние от оси индентора до оси опоры рычага;

$G_p$  — масса рычага.

Для данной лабораторной установки эти показатели составляли  $L_p = 200$  мм,  $l_{ин} = 40$  мм и  $G_p = 0,38$  кг.

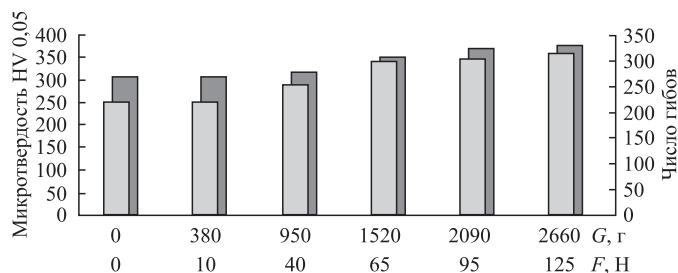
Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,490 Н (50 гс). Технологическую пластичность оценивали на основе измерения числа знакопеременных перегибов (использовали опорные цилиндрические валики диаметром 5 мм).

Рентгеновские дифракционные исследования выполняли с помощью дифрактометра Shimadzu XRD-7000 в  $Cu K\alpha$ -излучении. Фазовый анализ проводили с использованием международной картотеки дифракционных данных ICDD PDF-4 [9].

Тонкую структуру исследовали методом тонких фольг на просвет на электронном микроскопе ЭВМ-100Л. Съёмку проводили при ускоряющем напряжении  $U = 100$  кВ. Поверхность, подвергнутую трению, экранировали тонкой прозрачной тефлоновой пленкой.

### Результаты исследований и их обсуждение

Предварительное закалочное старение при 320 °С приводит к ожидаемому повышению прочностных свойств исследуемой бериллиевой бронзы — микротвердость возрастает в 2,4 раза (с 130 до 310 HV 0,05), но одновременно наблюдается заметное снижение показателя пластичности — число знакопеременных гибов падает примерно в таких же пропорциях (с 620 до 210).



**Рис. 2.** Влияние действующей нагрузки при трении на изменение микротвердости  $HV_{0,05}$  (■) и числа переменных гибов (▨) состаренного сплава БрБНТ1,7

На рис. 2 приведены данные, иллюстрирующие показатели механических свойств сплава БрБНТ1,7 после обработки трением. Она была выполнена в условиях: меняющаяся нагрузка ( $F$  от 0 до 125 Н), радиус закругления инденторов-валков  $R = 1$  мм и число проходов  $n = 10$ .

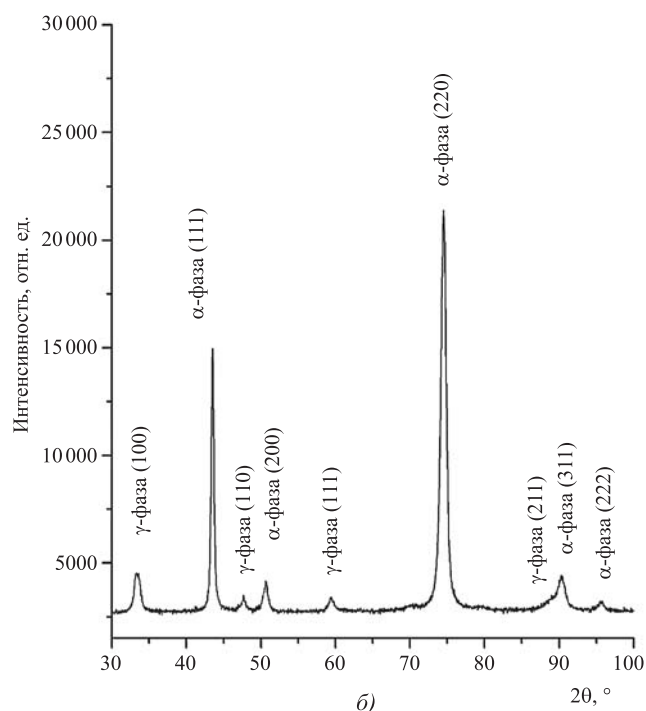
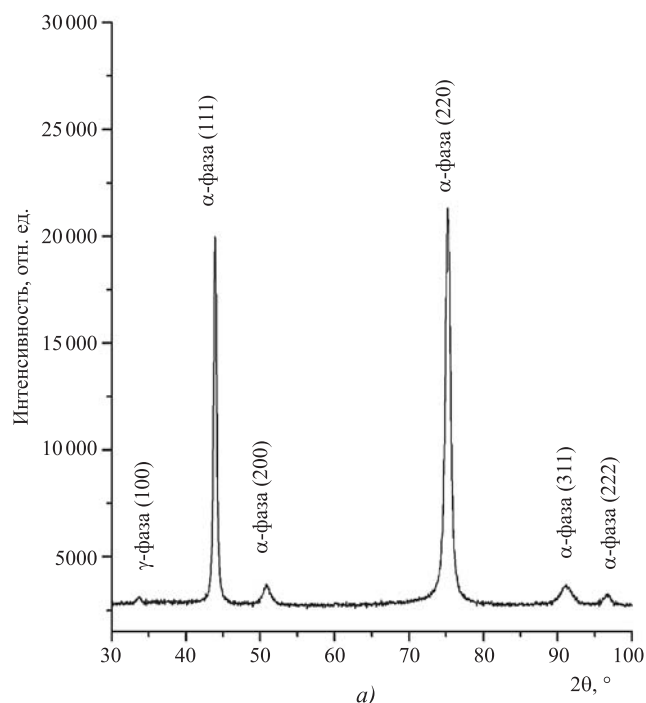
Как видно, последующее поверхностное пластическое деформирование трением предварительно состаренного сплава способствует закономерному возрастанию микротвердости, значения которой после максимального нагружения увеличиваются примерно на 25 %. При этом аналогичным образом изменяются показатели гибов — по сравнению с состаренным состоянием они также повышаются (на 50 %). Подобное возрастание данной характеристики можно объяснить тем, что испытание на знакопеременные перегибы фактически имитирует усталостное нагружение консольно закрепленных плоских (ленточных) образцов. Как видно, поверхностный наклеп положительно отразился на показателях этой характеристики.

Результаты рентгенографического исследования фазового состава данного сплава приведены на рис. 3. В закаленном состоянии (рис. 3, а) фиксируется матричная фаза, представляющая собой граничный твердый раствор на основе  $\text{Cu}$  ( $\alpha$ -фаза), имеющий кубическую гранцентрированную решетку (пространственная группа  $Fm\bar{3}m$ ) с параметром  $a = 3,576$  Å. Кроме этой основной фазы, фиксируется присутствие интерметаллидной  $\gamma$ -фазы ( $\text{Cu}_3\text{V}$ ) с кубической примитивной решеткой (пространственная группа  $Pm\bar{3}m$ ). Наличие данной фазы свидетельствует о том, что нагрев под закалку в данных условиях не в полной мере обеспечивает растворение этого интерметаллидного соединения. Поскольку содержание  $\gamma$ -фазы в образце мало, то ее присутствие зафиксировано единственным пиком (100) низкой интенсивности (поэтому определение параметра решетки не представлялось возможным).

В состаренном состоянии (рис. 3, б) присутствие избыточной  $\gamma$ -фазы фиксируется отчетли-

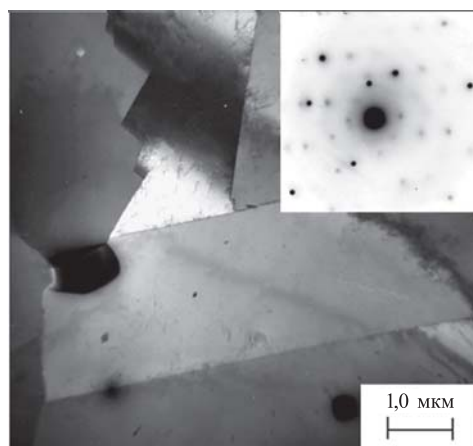
вым образом на основе присутствия нескольких дифракционных пиков, определение параметра решетки показало величину  $a = 2,693$  Å.

Обработка трением принципиально не повлияла на вид дифракционного спектра — как для состаренного, так и деформированного состояний он оказался идентичным.

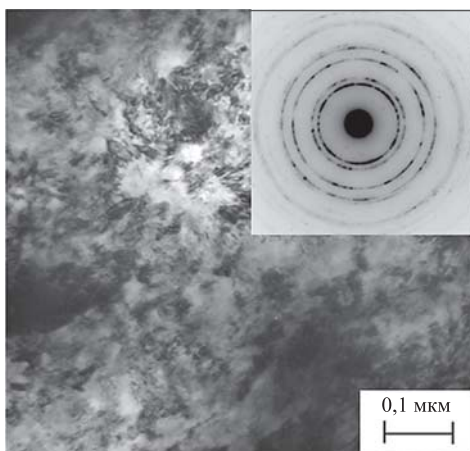


**Рис. 3.** Дифрактограммы сплава БрБНТ1,7:

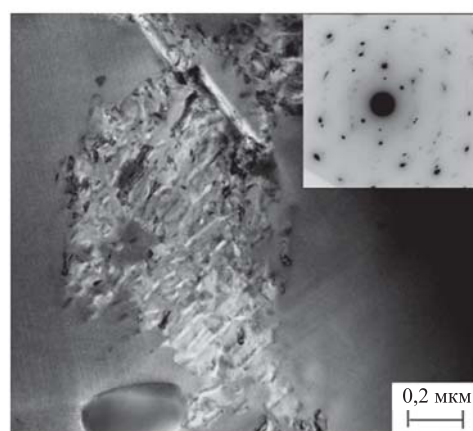
а — после закалки; б — после закалки и старения



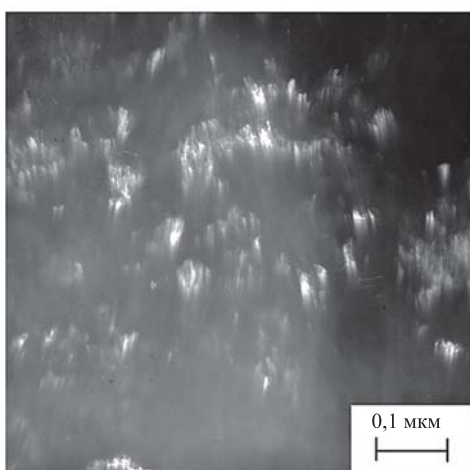
*a)*



*a)*



*б)*



*б)*

**Рис. 4. Тонкая структура сплава БрБНТ1,7 (светлопольные изображения с микродифракционной картиной):**

*a* — в закаленном состоянии; *б* — в закаленном и состаренном состоянии

**Рис. 5. Тонкая структура сплава БрБНТ1,7 после фрикционного нагружения:**

*a* — светлопольное изображение с микродифракционной картиной; *б* — темнопольное изображение (в рефлексах  $\alpha$ -фазы)

Результаты прямого наблюдения тонкой структуры показаны на рис. 4, 5. В закаленном состоянии (рис. 4, *a*) наблюдается характерная структура для твердого раствора с ГЦК-решеткой: присутствие зерен с тонкими границами, двойников отжига, хорошо просматриваются дислокационные участки. В структуре состаренного сплава (рис. 4, *б*) фиксируются приграничные зоны с наличием продуктов распада пересыщенного твердого раствора. При этом характер формирующейся перлитоподобной структуры свидетельствует о прохождении распада по механизму прерывистой реакции [10, 11].

На рис. 5 представлены результаты микроструктурного исследования после фрикционного деформирования (по режиму: сила в зоне контакта

$F = 125$  Н, радиус инденторов-валков  $R = 1$  мм и число проходов  $n = 10$ ). Проведение трения привело к формированию структурного состояния, близкого к нанокристаллическому масштабу. Наблюдаемое сильное диспергирование структуры следует истолковать активным развитием в условиях трения скольжения поворотного (ротационного) механизма пластической деформации, сочетающегося со сдвиговым (трансляционным) способом формоизменения. Заметно изменяется вид микродифракционной картины — вместо преимущественно точечной микродифракции, наблюдаемой после закалки, а также старения (см. рис. 4, вставки), в случае обработки трением фиксируется кольцевая картина, свидетельствующая о наличии сильно деформированного состояния сплава (см. рис. 5, *a*).

## Выводы

1. Термическая обработка стареющего медно-бериллиевого сплава БрБНТ1,7, выполненная по классической схеме "закалка на

пересыщенный твердый раствор + дисперсионное твердение" вызывает интенсивное повышение микротвердости (более чем в 2 раза). При этом распад матричного  $\alpha$ -твердого раствора протекает по прерывистому механизму с выделением интерметаллидной  $\gamma$ -фазы (CuBe).

2. Фрикционное деформирование сплава путем протягивания ленточной заготовки через закрепленные инденторы-валки приводит к дополнительному упрочнению (микротвердость увеличивается примерно на 25 %), при этом наблюдается повышение специфической характеристики технологической пластичности — числа знакопеременныхгибов.

3. Наблюдаемое в результате трения скольжения изменение механических свойств обусловлено

особенностями формирующейся тонкой структуры сплава. Она характеризуется возникновением высокодиспергированного внутреннего строения матричной  $\alpha$ -фазы, по размерам близким к нанокристаллическому масштабу. Такое структурное состояние является результатом фрикционного деформирования, которое реализуется не только сдвиговым (трансляционным) механизмом пластического формоизменения, но и вследствие интенсивного протекания альтернативного способа — поворотного (ротационного) варианта деформации.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Нанокристаллические структуры трения в сталях и сплавах, их прочностные и трибологические свойства // Развитие идей акад. В.Д. Садовского: сб. трудов. Екатеринбург, 2008. С. 218—241.
2. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Структурные аспекты износостойкости сталей мартенситного класса // ФММ. 1994. Т. 78. Вып. 4. С. 128—146.
3. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой // Известия вузов. Физика. 2004. № 8. С. 65—80.
4. Baraz V.R., Fedorenko O.N. Effect of Friction Deformation on the Structure and Properties of Metastable Austenitic Chromium-Nickel Steel // Russian Metallurgy (Metally). 2012. No. 10. P. 901—904.
5. Влияние деформации трением на структуру и свойства пружинной стали мартенситного класса / В.Р. Бараз, О.Н. Федоренко, М.С. Хадыев, С.М. Задворкин // МиТОМ. 2014. № 4. С. 40—43.
6. Пастухова Ж.П., Рахштадт А.Г. Пружинные сплавы меди. М.: Металлургия, 1979. 335 с.
7. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: справочник. М.: Машиностроение, 2004. 336 с.
8. Бараз В.Р. Поверхностная фрикционная обработка пружинных сталей. Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2017. 64 с.
9. ICDD. International Centre for Diffraction Data — PDF4+. Newtown Square. PA. USA. 2016.
10. Физическое металловедение: учебник для вузов / С.В. Грачев, В.Р. Бараз, А.А. Богатов, В.П. Швейкин. Екатеринбург: Изд-во УГТУ, 2009. 548 с.
11. Суховаров В.Ф. Прерывистое выделение фаз в сплавах. Новосибирск: Наука, 1983. 168 с.

УДК 621.9.048

DOI: 10.36652/1813-1336-2020-16-4-160-163

В.Ф. Безъязычный

(Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьёва)

E-mail: technology@rsatu.ru

## К вопросу расчетного определения степени наклепа в поверхностном слое материала детали при механической обработке

*Предложена методика расчетного определения степени наклепа поверхности детали, обработанной лезвийным инструментом, с учетом физико-механических свойств материала обрабатываемой детали, режима резания, геометрии режущей части инструмента.*

**Ключевые слова:** обработка резанием, поверхность, наклеп, режим резания, геометрия инструмента, свойства обрабатываемого материала.

*Methodology for calculating of the cold-work hardening degree of the part surface machined by blade tool taking into account the physico-mechanical properties of the workpiece material, the cutting mode, the geometry of the tool cutting part is proposed.*

**Keywords:** machining, surface, cold-work hardening, cutting mode, tool geometry, properties of processed material.

Одним из показателей качества поверхностного слоя детали, оказывающим существенное влияние на ее эксплуатационные свойства (износостойкость, коррозионную стойкость, контактную жесткость и др.), является степень наклепа поверхностного слоя. Вопросы расчетного определения

степени наклепа на обработанной поверхности материала детали во взаимосвязи с глубиной наклепа представлены в ряде публикаций [1—3 и др.].

Так, по результатам исследований М.Р. Якобсона [1] зависимость между глубиной  $h_n$  и степенью наклепа  $N$  в поверхностном слое детали при ме-



ханической обработке лезвийным инструментом описывается следующей зависимостью:

$$h_n = k \frac{H_d}{H'_d} \cdot 10^{-6}, \quad (1)$$

где  $k$  — коэффициент, зависящий от свойств обрабатываемого материала и условий протекания пластической деформации;  $H_d$  — микротвердость, измеренная на обработанной поверхности, Па;  $H'_d$  — микротвердость исходного материала, Па.

Исследованиями А.Д. Макарова и В.С. Мухина [2] установлена следующая зависимость:

$$h_n = kN, \quad (2)$$

где  $N = \frac{H_d - H'_d}{H_d} \cdot 100\%$  — степень наклепа.

Расчеты показали, что значения  $h_n$ , вычисленные по формулам (1) и (2), близки друг к другу. Анализ расчетного определения глубины залегания наклепа позволяет сделать вывод, что имеющиеся зависимости большей частью носят экспериментальный характер, и они пригодны для конкретных условий обработки. Применяемые расчетные зависимости получены исходя из геометрического анализа зоны резания и не учитывают физико-механических свойств обрабатываемого и инструментального материалов. Значения коэффициента  $k$  для каждого обрабатываемого материала определяются экспериментально без анализа физико-механических свойств материала обрабатываемой детали. Так, исследованием [2] установлено, что при обработке детали из сплава ХН77ТЮР-ВД (ЭИ437БУВД)  $k = 80...100$ .

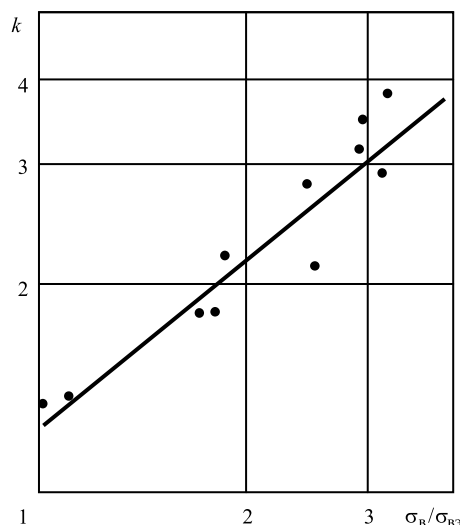
Для оптимизации технологического процесса механической обработки, в частности по степени наклепа обработанной поверхности, предложен комплексный критерий качества поверхностного слоя или энергетический критерий качества, который представляет собой отношение накопленной энергии деформации в поверхностном слое детали к площади поверхности, обработанной в единицу времени [3]. Бесспорно преимущество этого метода оптимизации, однако, он исходит из условия нормирования плотности дислокаций в поверхностном слое, что применяется в настоящее время в производственных условиях крайне редко. В связи с этим ограничены его возможности, так как более широко распространены так называемые производственные характеристики поверхностного слоя: остаточные напряжения, степень и глубина наклепа, параметры шероховатости. В связи с изложенным поставлена задача по установлению расчетной зависимости для определения степени наклепа материала на обработанной поверхности детали.

Автором была поставлена задача найти механическую характеристику обрабатываемого материала, которая могла бы определять значение коэффициента  $k$ . Анализ значений коэффициентов, полученных в результате исследований автора статьи и других исследований [1], показал, что такой характеристикой может быть предел прочности обрабатываемого материала на разрыв (табл. 1 и рисунок, где  $\sigma_{вэ}$  — предел прочности на разрыв электротехнической стали).

Таблица 1

Зависимость коэффициента  $k$  от предела прочности обрабатываемого материала

Материал	$\sigma_{в}/\sigma_{вэ}$	$k$	Источник получения значений коэффициента $k$
Сталь Ст3	1,00	1,36	[1]
Сталь 10	1,12	1,38	
Сталь 45	1,70	1,81	
Сталь У12Ф	2,50	2,13	
Сталь 13Х12НВМА	2,43	2,80	
Сталь 15Х18Н12С4ТЮ	1,86	2,20	
Сплав ХН77ТЮР	2,95	3,50	
Сплав ХН70ВМТЮ (ЭИ617)	3,16	2,88	
Сплав ХН73МБТЮ	3,20	3,80	Результаты исследования автора
Сталь 40Х	1,80	1,82	
Сплав ХН77ТЮР	2,80	3,14	
Сплав 13Х14Н3В2ФР (ЭИ736)	2,00	3,86	



Взаимосвязь между коэффициентом  $k$  и пределом прочности обрабатываемого материала

Обработка данных, приведенных в табл. 1, в двойной логарифмической системе координат (см. рисунок) позволила получить зависимость между коэффициентом  $k$  и пределом прочности на разрыв обрабатываемого материала  $\sigma_B$  в следующем виде:

$$k = 1,25(\sigma_B/\sigma_{BЭ})^{0,8}. \quad (3)$$

С учетом (3) формула для определения степени наклепа обработанной поверхности будет иметь вид

$$N = \frac{h_H}{1,25(\sigma_B/\sigma_{BЭ})^{0,8}}, \quad (4)$$

где  $N$  — %;  $h_H$  — мкм.

В целях проверки формулы (4) были проведены эксперименты по определению степени упрочнения обработанной поверхности детали при обработке точением на оптимальных режимах резания, т.е. при оптимальной скорости резания  $v = 0,32/S^{0,6}$  м/с (где  $S$  — подача) для титанового сплава ВТ9 и  $v = 0,18/S^{0,4}$  м/с для детали из никелевого сплава ХН73МБТЮ. Инструментальный материал ВК8. Глубина резания 1 мм. Резцы имели следующие геометрические параметры:  $\alpha = 10^\circ$ ;  $\varphi = 45^\circ$ ;  $\varphi_1 = 15^\circ$ ;  $\lambda = 0^\circ$ ;  $r = 1$  мм. При обработке ХН73МБТЮ (ЭИ698ВД)  $\gamma = 10^\circ$ , при обработке ВТ9  $\gamma = 0^\circ$ .

Таблица 2

Сопоставление расчетных и экспериментальных значений степени наклепа

Изменяемые параметры		Обрабатываемый материал					
		ХН73МБТЮ (ЭИ698ВД)			ВТ9		
$S$ , мм/об	$\rho_1$ , мкм	$N$ , %		Расхождение, %	$N$ , %		Расхождение, %
		Расчет	Эксперимент		Расчет	Эксперимент	
0,1	20	36	31	14	22	14	36
	30	41	43,5	6	30	18	40
	50	50	50	0	44	41	7
0,25	20	73	—	—	33	32	3
	30	78	50	36	40	41	2,5
	50	88	57	35	55	54	2
0,4	20	107	67	37	42	61	45
	30	112	75	33	50	69	38
	50	121	99,5	18	65	97	33

Микротвердость обработанной поверхности и исходного материала измеряли на приборе ПМТ-3.

Результаты исследования приведены в табл. 2.

Анализ сопоставления результатов расчета по формуле (4) и экспериментальных данных по значениям степени наклепа показал, что в некоторых случаях погрешность может составлять до 30...40 %, однако на стадии конструкторско-технологической подготовки производства это допустимо.

С учетом зависимостей для расчетного определения значений глубины наклепа  $h_H$ , приведенных в работе [4], формула для расчетного определения степени наклепа  $N$  имеет вид:

— при обработке острозаточенным резцом

$$N = \frac{1,888 \cdot 10^{-8} \tau_p^{0,75} S^{0,6} t^{0,06} \rho_1^{0,17} \varphi^{0,35}}{(\sigma_B/\sigma_{BЭ})^{0,8} v^{0,28} r^{3,5} S^{1,7} \alpha^{0,09} \gamma^{0,33}}, \quad (5)$$

где  $\tau_p$  — сопротивление обрабатываемого материала пластическому сдвигу, Па;  $S$  — подача, м/об;  $t$  — глубина резания, м;  $v$  — скорость резания, м/с;  $r$  и  $\rho_1$  — радиус при вершине резца в плане и радиус округления режущей кромки соответственно, м;  $\varphi$  — главный угол в плане режущей части инструмента, °;  $\alpha$  и  $\gamma$  — задний и передний углы резца соответственно, °;

— при наличии фаски износа на задней поверхности резца  $\delta = 0,1...1$  мм

$$N = \frac{4,8 \cdot 10^{-6} \tau_p^{0,75} S^{0,6} t^{0,06} \rho_1^{0,17} \varphi^{0,35} \delta^{0,36}}{(\sigma_B/\sigma_{BЭ})^{0,8} v^{0,28} r^{3,5} S^{1,7} \alpha^{0,09} \gamma^{0,33}}. \quad (6)$$

Формулы (5) и (6) справедливы для следующих условий обработки:  $t = 0,5...2$  мм;  $S = 0,05...0,4$  мм/об;  $v = 0,1...0,8$  м/с (для ХН73МБТЮ и ХН77ТЮР);  $v = 0,5...4$  м/с (для 13Х12НВМА);  $r = 0,5...2$  мм;  $\rho_1 = 20...100$  мкм;  $\varphi = 15...90^\circ$ ;  $\varphi_1 = 15^\circ$ ;  $\alpha = 5...20^\circ$ ;  $\gamma = 5...20^\circ$ .

Возможен также другой вариант расчета степени наклепа в поверхностном слое обрабатываемой детали по формуле, предложенной М.А. Прокофьевым [5]:

$$N = \frac{\alpha' \sqrt{WG}}{\sigma_{0,2}}, \quad (7)$$

где  $\alpha'$  — параметр междислокационного взаимодействия в материале детали;  $W$  — удельная накопленная энергия деформации в поверхностном слое детали, Дж/мм<sup>3</sup>;  $G$  — модуль сдвига материала детали, МПа;  $\sigma_{0,2}$  — предел текучести материала детали с величиной пластической деформации при нагружении 0,2 %, МПа.

Таблица 3

**Физико-механические свойства металлов и сплавов и рассчитанный для них параметр  $\alpha'$  [5]**

Материал	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	Предел текучести $\sigma_T$ , МПа	$\alpha'$
<i>Углеродистые стали</i>			
08	330	200	0,20
10, 10кп	340	210	0,20
15	380	225	0,22
20, 20кп	410	250	0,22
25	530	275	0,26
30	540	320	0,26
35	520	310	0,26
40	570	320	0,26
45	600	340	0,28
50	630	350	0,28
55	640	360	0,28
<i>Легированные стали и сплавы</i>			
30Г	550	290	0,28
50Г	650	370	0,28
60Г	700	380	0,30
35Г2	630	370	0,28
30Х	900	700	0,21
50Х	1100	900	0,20
20ХГ	800	600	0,23
15Х	750	560	0,23
40Х	1000	800	0,22
50ХФА	1250	1080	0,20
Х18Н9Т	600	280	0,30
Н23Н18	920	630	0,28
12Х18Н9Т	620	320	0,30
<i>Жаропрочные сплавы</i>			
ХН77ТЮР	1020	660	0,34
ХН70ВМТЮ	1140	750	0,34
ХН73МБТЮ	1200	800	0,34
ХН50ВМКТЮР	1220	785	0,35
ХН70МВФ	800	370	0,39
ХН62ВМКЮ	950	500	0,39

Значения предела текучести материала  $\sigma_{0,2}$  и модуля сдвига  $G$  приведены в соответствующих справочниках. Значения параметра междислокационного взаимодействия могут быть определены по табл. 3. Их значения получены расчетом с учетом физико-механических свойств материалов, опубликованных в справочниках, при температуре окружающей среды.

Расчет удельной накопленной деформации, Дж/мм<sup>3</sup>, может быть выполнен по следующей формуле [4], полученной Н.В. Виноградовой:

$$W = 2 \cdot 10^{-7} \left( \frac{\sigma_B}{\sigma_{0,2}\delta} \right)^{2,1698} t^{0,2396} v^{-0,5612} \times S^{0,6588} \phi^{0,7009} \alpha^{-0,1857} \gamma^{-0,6240} \rho^{0,2879} r^{-0,3},$$

где  $\delta$  — относительное удлинение материала детали.

### Заключение

Используя математические зависимости (5)—(7), возможно расчетом определить (прогнозировать на этапе конструкторско-технологической подготовки производства) степень наклепа на обработанной поверхности детали с учетом физико-механических свойств обрабатываемого материала (предела прочности на разрыв, условного предела текучести, относительного удлинения, модуля сдвига), режима обработки точением (подача, скорость резания, глубина резания), геометрических параметров режущей части инструмента (передний и задний углы, главный угол в плане, радиусы округления режущей кромки и при вершине резца в плане).

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Якобсон М.О.** Шероховатость, наклеп и остаточные напряжения при механической обработке. М.: Машгиз, 1956. 292 с.
2. **Макаров А.Д., Мухин В.С., Шустер Л.Ш.** Износ инструмента, качество и долговечность деталей из авиационных материалов. Уфа: Уфимский авиационный институт имени Орджоникидзе, 1974. 372 с.
3. **Старков В.К.** Дислокационные представления о резании металлов. М.: Машиностроение, 1979. 160 с.
4. **Безьязычный В.Ф.** Метод подобия в технологии машиностроения. М.: Машиностроение, 2012. 320 с.
5. **Безьязычный В.Ф., Прокофьев М.А., Бардинова С.Н.** Расчетное определение параметров упрочнения материала поверхностного слоя деталей при механической обработке // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. № 8 (152). С. 353—360.

<sup>1</sup>В.А. Лебедев, <sup>2</sup>Я.Н. Отений, <sup>1</sup>Аль Обайди Луаи Мохамед Раджаб  
(<sup>1</sup>Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону,  
<sup>2</sup> Камышинский технологический институт (филиал)  
Волгоградского государственного технического университета)  
E-mail: va.lebidev@yandex.ru

## Методы отделочно-упрочняющей обработки длинных валов резанием и поверхностным пластическим деформированием

*Представлены технологические методы отделочно-упрочняющей обработки длинных валов. Показано, что одним из прогрессивных методов обработки длинных валов и труб может быть совместная обработка резанием и поверхностным пластическим деформированием. Предложена технологическая схема обработки без применения токарного станка и средства ее реализации.*

**Ключевые слова:** длинномерный вал, точение, обкатка, резовая головка, обкатник.

*Technological methods for finishing and hardening treatment of long shafts are presented. It is shown that one of the progressive methods for processing of long shafts and pipes can be combined processing by cutting and surface plastic deformation. The technological scheme of processing without the use of lathe and the means of its implementation is proposed.*

**Keywords:** long shaft, turning, running-in, cutter head, run-in.

Обработка длинных валов и труб в технологическом плане по сравнению с обработкой других деталей представляет собой трудоемкий технологический процесс, главным образом связанный с недостаточной жесткостью технологической системы и обеспечением необходимой точности наружных размеров, показателей качества поверхностного слоя и производительности. Особенно это относится к финишным операциям, при которых необходимо окончательно обеспечить требуемую точность и заданное качество поверхности [1–3].

Низкая жесткость при обработке длинных валов и труб обуславливается высокой склонностью к упругим деформациям как под действием собственного веса, так и под воздействием сил, возникающих в процессе их обработки. С увеличением длины обработки обеспечить высокую производительность и тем более требуемое качество, особенно по точности, становится сложнее. Наибольшие проблемы возникают при обработке валов, превышающих длину 12 000 мм при диаметрах 60...140 мм.

Выбор метода обработки длинных валов на токарных станках зависит от длины и диаметра заготовки, а также требований по точности и качеству поверхностного слоя. При черновых операциях преимущественно используют обтачивание, а при чистовых операциях — тонкое точение, шлифование или обкатывание.

Чаще всего черновая обработка длинных валов осуществляется на токарно-винторезных станках.

Для устранения таких явлений, как снижение точности и возникающих вибраций, появляющихся в связи с тем, что длинный вал в процессе обработки подвергается большим поперечным изгибам, используют различные дополнительные средства, обеспечивающие повышение жесткости технологической системы, — люнеты различных конструкций, специальные подводимые опоры. Люнеты, как правило, выполняются переустанавливаемыми либо подвижными и могут быть установлены только на предварительно обработанные поверхности.

Существует несколько вариантов обработки, обеспечивающих достаточную жесткость валов для получения 7–8-го качества точности поверхностей. Применение выбранного варианта (рис. 1) зависит от вида заготовки, при этом:

— если используется калиброванный прокат либо предварительно обработанный по наружной поверхности на бесцентрово шлифовальных или калибровально-полировальных станках горячекатаный пруток, то люнет можно установить впереди реза на необработанную поверхность (см. рис. 1, а);

— если применяется предварительно необработанный прокат, то люнет располагают за резцом (рис. 1, б);

— третий вариант является комбинированным и требует калиброванной заготовки (рис. 1, в).

При точении расстояние  $a$  между втулкой и резцом или между втулками сохраняется посто-

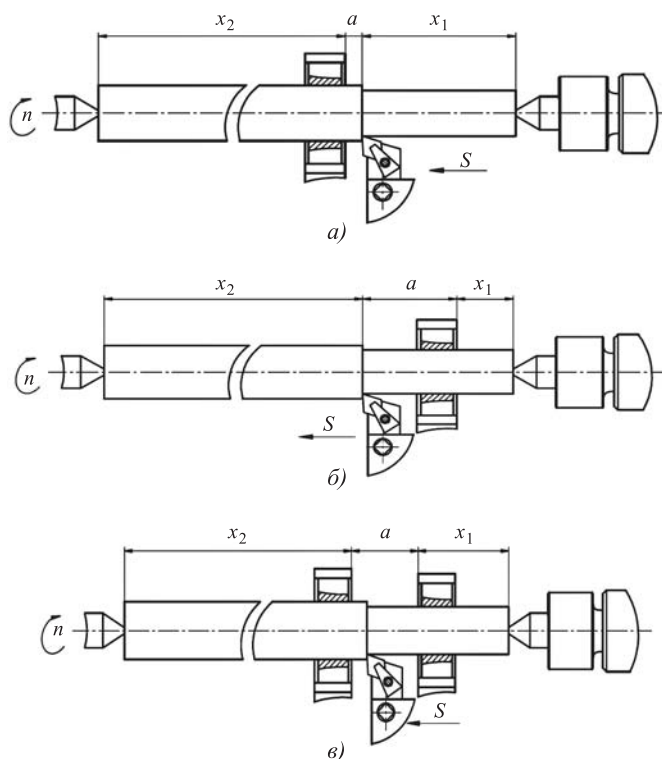


Рис. 1. Схемы точения валов с подвижными люнетами

янным, расстояния  $x_1$  и  $x_2$  изменяются. В случае применения неподвижных люнетов их количество выбирают в зависимости от отношения диаметра к длине вала и заданного допуска на форму или размеры обрабатываемого элемента. Расстояние между опорами люнета рассчитывают по формуле

$$l_x \leq D \sqrt[3]{\frac{ED\delta}{P_y}}, \quad (1)$$

где  $D$  — диаметр вала, м;

$E$  — модуль упругости I рода материала детали, Н/м<sup>2</sup>;

$\delta$  — допуск на обрабатываемый диаметр вала, м;

$P_y$  — радиальная сила резания, Н.

Таким образом, люнеты используют для компенсации действия сил резания на нежесткую заготовку.

Возможен вариант без использования люнетов. Для этого применяют многорезцовые головки, у которых режущие элементы расположены равномерно по окружности обрабатываемой поверхности, можно также замкнуть действие сил резания на обрабатываемую деталь. Примером может служить конструкция плавающей двухрезцовой головки, имеющей возможность радиального смещения вслед за возможным радиальным биением заготовки (рис. 2).

Расстояние между вершинами резцов можно настраивать с точностью до 7-го квалитета. Од-

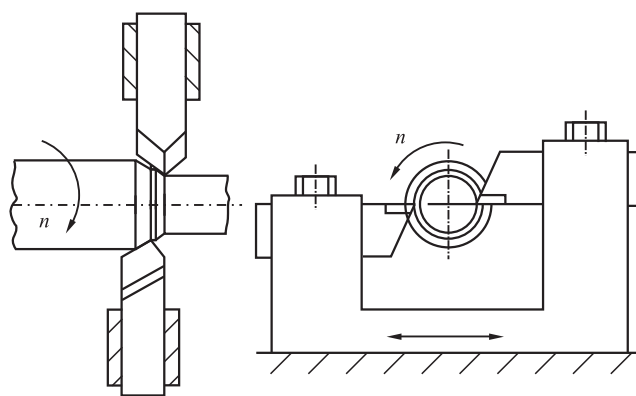


Рис. 2. Схема обработки плавающей двухрезцовой головкой

нако по сравнению с применением плавающего люнета эта схема обладает меньшей жесткостью, однако более производительна, кроме того, каждый из резцов может настраиваться на разную глубину резания с некоторым смещением относительно друг друга по оси, что уменьшает силы резания, приходящиеся на один резец. Этот метод позволяет обрабатывать диаметры вала в каждом поперечном сечении с высокой точностью. Такие головки зарекомендовали себя на практике, надежны в эксплуатации и позволяют использовать тот же станок, что и при черновой обработке.

Возможен вариант обработки в центрах в горизонтальном положении трубы без покупки специального токарного станка, но для этого необходимо спроектировать и изготовить специальное устройство, упрощенно показанное на рис. 3. Вращение заготовки и подача могут осуществляться от отдельного привода (на чертеже не показан).

Окончательную обработку поверхностей, на которые назначена низкая шероховатость, производят обкатыванием.

Однако при обработке длинных гладких валов и труб в центрах установка люнетов, их конструкция, способ закрепления препятствуют обработке валов на проход. Выбор в качестве технологической базы наружной поверхности вала, а не центровых отверстий позволяет повысить производительность и точность обработки. Аналогом базирования валов по наружной поверхности является обработка шлифованием на бесцентрово-шлифовальных станках.

На рис. 4 схематично показана отделочно-упрочняющая обработка длинного вала или трубы на всю длину без применения токарного станка за счет установки заготовки на призмы 3. Вращение заготовки на этом устройстве осуществляется специальным обкатником 2, а подача обеспечивается самозатягиванием за счет установки роликов на

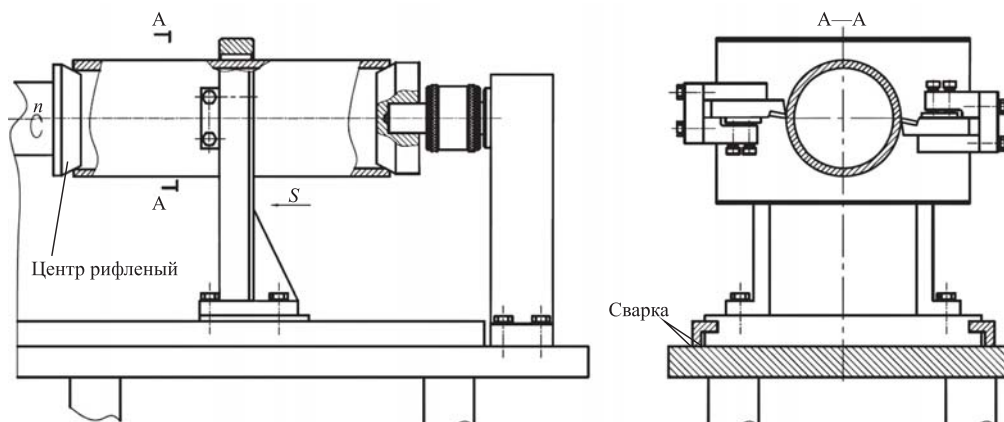


Рис. 3. Вариант обработки длинной трубы в центрах в специальном устройстве

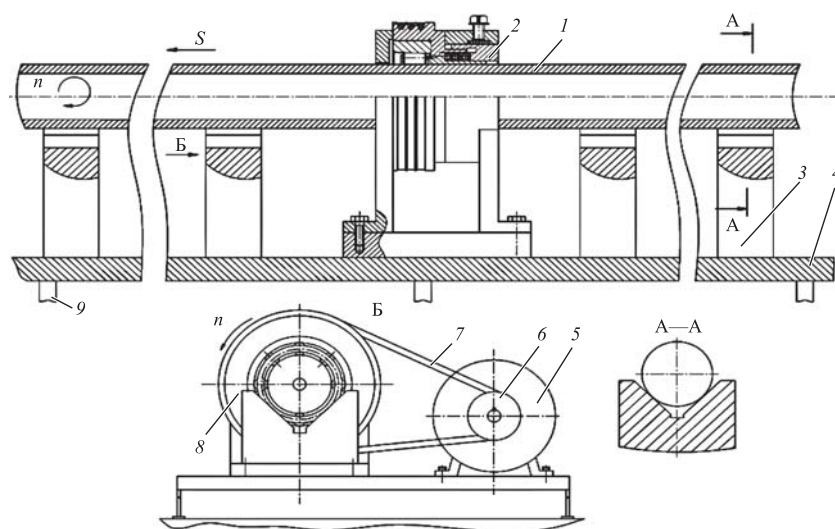


Рис. 4. Схема устройства для обработки длинных валов и труб без применения токарно-винторезного станка:

1 — заготовка (труба или вал); 2 — обкатник; 3 — установочная призма; 4 — основание; 5 — двигатель; 6 — ведущий шкив; 7 — приводной ремень; 8 — ведомый шкив; 9 — опоры

определенный угол (угол самозатягивания) по отношению к оси заготовки.

Для реализации предлагаемого метода обработки применяют специальный обкатник с постоянной силой, разработанный на основе базовой конструкции (рис. 5), который обеспечивает надежность самоподачи за счет специально разработанного способа установки роликов в его пазах для исключения износа роликов при контакте со стенками пазов сепаратора. Обкатник состоит из корпуса 1, в котором размещен сепаратор 8 с деформирующими коническими роликами 3, опирающимися на опорный конус 2. Деформирующие ролики вместе с сепаратором имеют возможность перемещения по оси обкатника за счет завинчивания в корпусе 1 гайки 6. Это позволяет фиксировать

ролики в конкретном заданном положении, в результате диаметр описываемой нижней части деформирующих роликов имеет размер, равный диаметру обрабатываемого вала, уменьшенному на глубину внедрения роликов в его поверхность. Такое положение роликов является постоянным и фиксируется после настройки винтом 10.

Самозатягивание валов обкатником осуществляется путем установки роликов в сепараторе на заданный угол, соответствующий подаче. Поверхностное деформирование выполняется роликами с углом конусности  $1,5^\circ$ , установленными на угол внедрения  $0,5^\circ$  со средним диаметром 14 мм. Длина роликов равна 35 мм. Сила деформирования в радиальном направлении не должна превышать значений, при которых происходит перенаклеп поверхностного слоя.

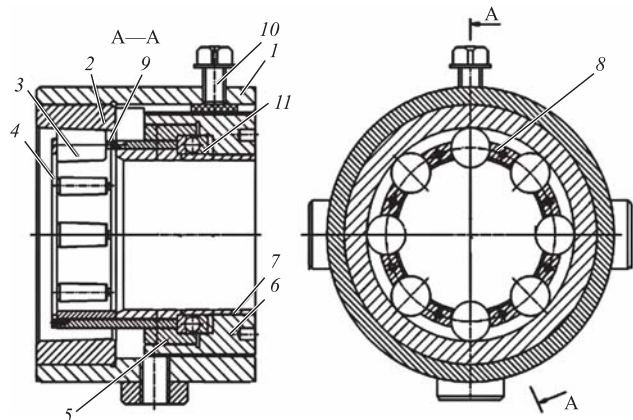


Рис. 5. Базовая конструкция обкатника:

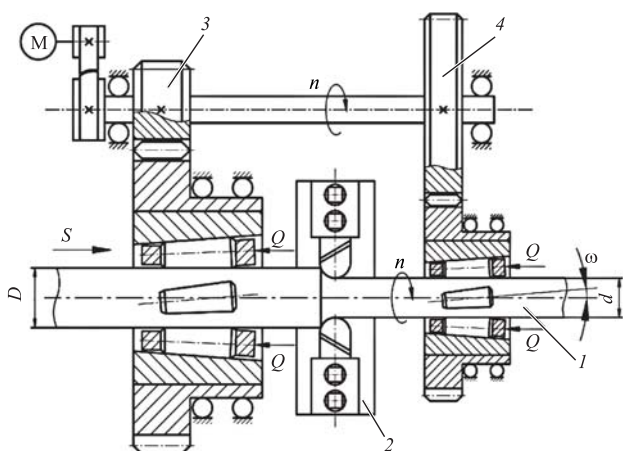
1 — корпус; 2 — опорный конус; 3 — конические ролики; 4 — стопорное кольцо; 5 — втулка; 6 — гайка; 7 — направляющая втулка; 8 — сепаратор; 9 — фиксатор; 10 — стопорный винт; 11 — подшипник

Точность предшествующей обработки резанием валов регламентирована в пределах 8—14-го качества. Параметр шероховатости предшествующей обработки резанием должен быть не выше  $Ra = 20$  мкм, после однократного обкатывания  $Ra = 0,12...0,32$  мкм. При недостаточной шероховатости допускается повторное обкатывание. При угле внедрения, меньшем  $0,3^\circ$ , волнистость практически не наблюдается. Другие показатели качества поверхностного слоя, такие как глубина и степень упрочнения, создание остаточных напряжений, изменение структуры металла, определяются силой деформирования и могут быть определены на основе известных расчетных методик. Переход на другой типоразмер вала в установленном интервале диаметров 60...100 мм осуществляется изменением начального радиуса опорного конуса и применением сменного сепаратора.

Еще одна особенность разрабатываемого обкатника — возможность контролировать силу деформирования за счет изменения мощности привода вращения.

На этом же устройстве можно обеспечить и срезание небольшого припуска с наружной поверхности трубы за счет применения специальной режущей головки, как это примерно показано на рис. 2.

Одним из прогрессивных методов обработки длинных валов и труб может быть совмещенная обработка резанием и поверхностным пластическим деформированием, так как при этом обеспечиваются удаление за один проход дефектного слоя с поверхности детали и обкатывание роликами, за счет чего достигается низкая шероховатость [2] (рис. 6).



**Рис. 6.** Схема совмещенной обработки резанием и пластическим поверхностным деформированием роликами:  $S$  — скорость продольного перемещения детали;  $Q$  — сила фиксации роликов;  $D$ ,  $d$  — диаметр детали исходный и после обработки;  $\omega$  — угол наклона роликов

Обрабатываемая деталь 1 проходит через два обкатника 3 и 4, соосно установленных друг за другом и приобретает за счет взаимодействия с деформирующими роликами вращение и самоподачу, для чего ролики расположены под углом самозатягивания к оси обкатников. Привод обкатников осуществляется от одного двигателя через зубчатое зацепление (может быть применена клиноременная передача). Обработка производится режущей головкой 2, установленной между обкатниками 3 и 4, а крутящий момент, преодолевающий силы резания, передается через деформирующие ролики. Для этого необходимо использовать два расположенных друг за другом обкатника, а режущая головка устанавливается между ними. Первый обкатник обеспечивает вращение трубы и срезание припуска ее на начальном участке. После того как второй обкатник начнет обкатывание трубы, происходит окончательная обработка. При этом второй обкатник снижает параметр шероховатости до необходимых значений, обычно  $Ra = 0,12...0,2$  мкм.

Головка должна быть многолезвовой с равномерно установленными режущими кромками по окружности трубы для того, чтобы равнодействующая сила, перпендикулярная оси детали, была равна нулю (см. рис. 2). Такие головки выполняются "плавающими". Это означает, что оба резца крепятся на одной пластине, которая может перемещаться в направляющих головки в радиальном направлении на незначительное расстояние. Точность обработки определяется точностью настройки на размер между вершинками резцов.

Для внедрения предлагаемых методов обработки длинных труб требуется разработка конструкции реального устройства. Если предварительная обработка резанием уже существует, то можно предложить обкатывание взамен шлифования. Этот обкатник должен обеспечивать постоянство силы деформирования при изменении размеров в пределах допуска, достигнутого при точении, т.е. настраиваться не на размер, а на силу деформирования (адаптивное управление силой).

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Журавлев А.В., Никифоров Н.И., Отений Я.Н. Комбинированная обработка длинных валов // Станки и инструменты. 2006. № 6. С. 36—38.
2. Отений Я.Н. Особенности обработки длинных тонкостенных труб совмещенным резанием и поверхностным пластическим деформированием роликами // Вестник машиностроения. 2006. № 6. С. 67—69.
3. Зайдес С.А., Нгуен В.Х. Повышение жесткости длинномерных валов охватывающим пластическим деформированием // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 2 (134). С. 10—15.

И.Ю. Семенченко, В.Б. Васильев, А.А. Мордовцев  
(Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)  
E-mail: Ivan.Semenchenko8223@yandex.ru

## Выведение поправочного коэффициента для расчета установившейся шероховатости при вибрационной упрочняющей обработке с высокими амплитудами

*Рассчитана установившаяся шероховатость по режимам согласно серийному технологическому процессу. Проведены экспериментальные исследования, получено фактическое значение шероховатости. Выведен поправочный коэффициент при обработке стали.*

**Ключевые слова:** вибрационная упрочняющая обработка, высокие амплитуды обработки, упрочнение, расчет шероховатости.

*The steady-state roughness according to the modes of serial technological process is calculated. Experimental studies are carried out, the actual value of roughness is obtained. The correction factor for steel processing is derived.*

**Keywords:** vibration hardening treatment, high processing amplitudes, hardening, roughness calculation.

### Введение

Основная задача инженеров-технологов — изготовление изделия с необходимыми характеристиками, способного выполнять свое служебное назначение в течение всего жизненного цикла. Использование вибрационной упрочняющей обработки (далее ВиУО) на финишных этапах обработки деталей является эффективным средством, позволяющим обеспечить упрочнение поверхностного слоя, минимальную шероховатость поверхности, равномерную мелкозернистую структуру, благоприятную картину распределения сжимающих остаточных напряжений. Такие свойства поверхностного слоя позволяют получить повышение эксплуатационных свойств обработанных деталей (износостойкость, контактную жесткость, коррозионную устойчивость и усталостную долговечность).

При проектировании технологических процессов упрочняющей обработки одной из основных задач является аналитический расчет шероховатости поверхности. При ВиУО величина шероховатости изменяется от исходного значения до некоторого значения, характерного для применяемого метода обработки и его технологических параметров, получившего название "установившаяся шероховатость". Ее профиль образуется в результате пересечения и наложения следов единичного взаимодействия шариков с поверхностью детали. Увеличение времени обработки может привести

к перенаклепу обрабатываемой поверхности и потере качества поверхностного слоя.

В работах М.А. Тамаркина [1, 2], посвященных разработке технологических основ оптимизации процессов отделочно-упрочняющей обработки деталей в гранулированных рабочих средах, приведены теоретические модели методов обработки, позволяющие рассчитывать качественные параметры поверхности с учетом режимов обработки и характеристик рабочих сред. Автором предложена зависимость для определения максимальной глубины внедрения частицы среды:

$$h_{\max} = 2v_{\text{эф}} R'' \sin \alpha \sqrt{\frac{\rho_{\text{ч}}}{3k_s c \sigma_{\text{T}}}}, \quad (1)$$

где  $v_{\text{эф}}$  — эффективная скорость частицы (определяется особенностями конкретного вида обработки);

$R''$  — радиус частицы;

$\alpha$  — угол встречи частицы с поверхностью детали;

$\rho_{\text{ч}}$  — плотность материала частицы;

$k_s$  — коэффициент, учитывающий влияние шероховатости детали;

$c$  — коэффициент несущей способности контактной поверхности;

$\sigma_{\text{T}}$  — предел текучести материала детали.

Также автором предложена зависимость для расчета среднего арифметического отклонения



установившейся шероховатости при отделочно-упрочняющей обработке:

$$Ra_{уст} = k_R \sqrt{\frac{h_{max} a b l_{ед}}{R^2}}, \quad (2)$$

где  $a, b$  — полуоси эллиптического пятна контакта частицы с обрабатываемой поверхностью;

$l_{ед}$  — единичная длина;

$R$  — радиус частицы;

$k_R$  — эмпирический коэффициент.

Представленная теория формирования шероховатости поверхности применима для расчета установившейся шероховатости для классической вибрационной обработки с амплитудой колебания до 10 мм. Актуальность исследования заключается в том, что в настоящее время в вертолетостроении применяется вибрационная упрочняющая обработка с высокими амплитудами для упрочнения особо ответственных деталей, но недостаточное изучение данного вида обработки, а также отсутствие рекомендаций для проектирования технологических процессов сдерживают внедрение ВиУО в серийное производство.

*Объект исследования* — технологический процесс ВиУО.

*Предмет исследования* — процесс формирования поверхностного слоя обрабатываемых деталей.

**Цель работы** — выведение поправочного коэффициента для расчета установившейся шероховатости при вибрационной упрочняющей обработке с высокими амплитудами.

Для достижения поставленной цели необходимо:

1. Рассчитать шероховатость поверхности при режимах согласно серийному технологическому процессу.

2. Провести эксперименты, получить фактическое значение шероховатости поверхности.

3. Рассчитать значение поправочного коэффициента.

### Расчет установившейся шероховатости

Проведем расчет установившейся шероховатости по формулам (1) и (2) при режимах обработки, согласно серийному технологическому процессу вибрационной упрочняющей обработки наконечника внешней подвески вертолета Ми-26.

Исходные данные для расчета:

коэффициент эффективной скорости  $K_{эф} = 12$ ; амплитуда колебаний рабочей камеры  $A = 0,036$  м; частота колебаний рабочей камеры  $\gamma = 7,5$  Гц;  $R = 0,0027$  м;  $\rho_{ч} = 7850$  кг/м<sup>3</sup>;  $k_s = 0,8$ ;  $c = 4$ ;  $\sigma_T = 800$  МПа; коэффициент трения  $f = 0,18$ ;  $\alpha = 78^\circ$ ;

$$v_{эф} = K_{эф} A \gamma = 12 \cdot 0,036 \cdot 7,5 = 3,25 \text{ м/с}; k_R = 0,022; l_{ед} = 1;$$

$$h_{max} = 2v_{эф} R \sin \alpha \sqrt{\frac{\rho_{ч}}{3k_s c \sigma_T}} =$$

$$= 2 \cdot 3,25 \cdot 0,0027 \cdot 0,978 \sqrt{\frac{7850}{3 \cdot 0,8 \cdot 4 \cdot 800 \cdot 000 \cdot 000}} =$$

$$= 0,0000173 \text{ м};$$

$$b = \sqrt{R^2 - (R - h_{max})^2} =$$

$$= \sqrt{0,0027^2 - (0,0027 - 0,0000173)^2} =$$

$$= 0,00030515 \text{ м};$$

$$a = \frac{\pi}{2} (\text{ctg} \alpha - f) h_{max} + b =$$

$$= \frac{3,14}{2} \cdot (0,213277999 - 0,18) \cdot 0,00000144 +$$

$$+ 0,00008822 = 0,00030606 \text{ м};$$

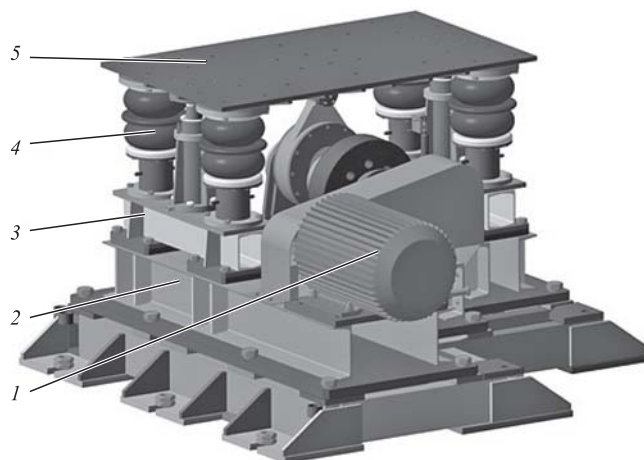
$$Ra = 0,022 \sqrt{\frac{0,0000173 \cdot 0,00030606 \cdot 0,00030515 \cdot 1}{0,0027^2}} =$$

$$= 1,035 \text{ мкм}.$$

### Методика экспериментальных исследований

В качестве оборудования для проведения экспериментальных исследований влияния виброударной обработки при повышенных амплитудах колебаний на шероховатость и микротвердость поверхности образцов использовали вибрационный станок с максимальной амплитудой обработки 36 мм (рис. 1).

Рама представляет собой металлоконструкцию, сваренную из швеллеров и плит. На ней расположены электродвигатель АИР160М6, привод станка, направляющие колонки и пневмобаллоны И-02.



**Рис. 1. Конструктивная схема вибрационного станка:** 1 — главный привод; 2 — основание; 3 — рама; 4 — стойка; 5 — плита в сборе

Привод вибрационного станка с эксцентриковым валом предназначен для создания колебательного движения стола вибрационного станка. Эксцентриковый вал привода вибрационного станка получает вращение от электродвигателя АИР160М6 через клиноременную передачу на главный привод с частотой вращения 420...480 мин<sup>-1</sup>.

Рабочее давление поддерживается автоматически редукционным клапаном и контролируется по манометру. Контейнер крепится к виброплатформе через отверстия в грузовой площадке виброплатформы.

**Основные технические характеристики вибрационного станка**

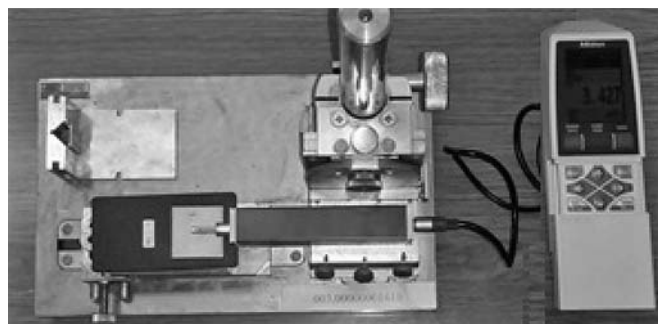
Амплитуда колебаний, мм	36
Частота колебаний, Гц	7...8
Число одновременно устанавливаемых контейнеров	1
Масса полезной загрузки (контейнер, детали, кассеты, рабочая среда), кг	Не более 40
Мощность электропривода, кВт	15
Рабочее давление в пневмобаллонах, кПа	20...40
Время обработки, мин	5...15
Рабочая среда при виброупрочнении	Стальные шарики $\varnothing$ 4,5...6,0 мм (ГОСТ 3722—2014)
Габаритные размеры установки (без контейнера):	
длина $\times$ ширина $\times$ высота, мм	2100 $\times$ 1560 $\times$ 960
Масса станка (без контейнера), кг	2250

Установка питается от сети переменного трехфазного тока напряжением 380 В, частотой 50 Гц.

Геометрические параметры шероховатости поверхности экспериментальных образцов измеряли портативным измерительным прибором модели SURFTESTSJ-210 (рис. 2).

**Технические характеристики профилометра SURFTESTSJ-210**

Метод детектирования	Метод дифференциальной индукции
Диапазон измерений, мкм	360 (от -200 до +160)
Материал щупа	Алмаз
Радиус щупа, мкм	5
Сила измерения, мН	4
Радиус кривизны платформы, мм	40
Диапазон перемещения, мм	21
Скорость поперечного перемещения во время измерения, мм/с	0,25; 0,5; 0,75
Время возврата, мм/с	1,0
Функция отвода детектора	Подъем щупа
Конфигурация нижней части	V-образный желоб



**Рис. 2. Портативный профилометр модели SURFTESTSJ-210**

Подготовка рабочей среды заключалась в визуальном осмотре шариков среды на наличие внешних дефектов. Шарики, на которых визуально просматривалась коррозия, сколы и другие дефекты, удаляли. Для сортировки шариков по диаметрам использовали сита лабораторные с различными размерами ячеек сетки. Объем рабочей среды регулировали при помощи мерных сосудов.

Учитывая универсальность представленных ранее теоретических моделей и возможность широкого применения результатов исследований для обработки деталей, был проведен выбор материалов образцов для экспериментальных исследований. Материал образцов: 30ХГСА (ГОСТ 4543—2016), 33...37 HRC. Размеры и форма образцов представлены на рис. 3.

Контроль соблюдения заданных режимов упрочнения проводили по величине прогиба  $f$  образца-свидетеля, закрепленного в каждом контейнере и упрочняемого вместе с деталями и действительным для партии деталей, обработанных в одну смену. На каждый переход устанавливает-



**Рис. 3. Образец из стали 30ХГСА**

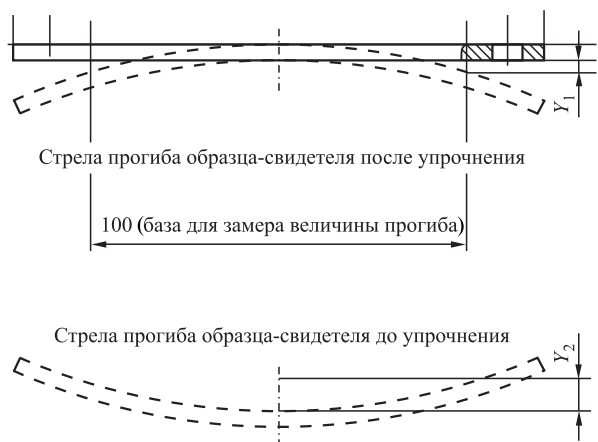


Рис. 4. Схема прогиба образца-свидетеля

ся свой образец-свидетель, схема его прогиба показана на рис. 4.

Величину прогиба упрочненного образца-свидетеля определяли по формуле

$$f = Y_1 + Y_2, \quad (3)$$

где  $Y_1$  — стрела прогиба образца-свидетеля до упрочнения;

$Y_2$  — стрела прогиба образца-свидетеля после упрочнения.

### Результаты исследований и их обсуждение

Шероховатость образцов-свидетелей измеряли до и после обработки. Результаты измерений представлены в таблице.

Параметры шероховатости образца-свидетеля до и после обработки

Образец-свидетель	$Ra$ , мкм	$Rz$ , мкм
До обработки	0,405	2,80
	0,513	3,81
	0,454	3,54
	0,443	3,38
	0,450	3,46
После обработки	0,142	1,06
	0,138	0,86
	0,175	0,96
	0,119	0,78
	0,140	0,96

Для проведения расчетов установившихся параметров при виброударной обработке, проводящейся при повышенных амплитудах колебаний рабочей камеры, необходимо выявить зависимость между виброупрочняющей обработкой при стандартной и повышенной амплитуде.

Для выявления зависимости в расчетных формулах необходимо ввести поправочный коэффициент  $K_{п}$ :

$$Ra_{уст} = 0,0022 \sqrt{\frac{h_{max}abl_{ед}}{R^2}} K_{п}. \quad (4)$$

Для расчета воспользуемся значением установившейся шероховатости, рассчитанным ранее, а также средним значением шероховатости, полученным экспериментально. Данный коэффициент будет равен:

$$K_{п} = \frac{Ra_{уст}(\Theta_{cp})}{Ra_{уст}(T)},$$

где  $Ra_{уст}(\Theta_{cp})$  — среднее экспериментальное значение шероховатости;  $Ra_{уст} = 0,143$  мкм;

$Ra_{уст}(T)$  — теоретическое значение шероховатости,

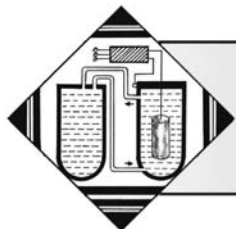
$$K_{п} = \frac{0,143}{1,035} = 0,138.$$

### Заключение

В ходе исследования выведен поправочный коэффициент для расчета установившейся шероховатости после вибрационной обработки с высокими амплитудами. Данный коэффициент применим для расчета параметра шероховатости при обработке стали 30ХГСА, при обработке других марок стали, алюминия значение коэффициента будет иметь другое значение. Дальнейшие исследования направлены на выведение поправочных коэффициентов для расчета установившейся шероховатости для различных марок сталей и алюминиевых сплавов.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тамаркин М.А. Исследование и разработка методических основ расчета оптимальных технологических параметров процесса вибрационной обработки: дис. ... канд. техн. наук. 05.02.08. Ростов н/Д., 1982. 166 с.
2. Технологические основы оптимизации отделочно-упрочняющей обработки деталей в гранулированных рабочих средах / М.А. Тамаркин, Э.Э. Тищенко, А.С. Шведова, А.Г. Исаев // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 11. С. 12–16.



М.Ю. Слезко, В.В. Овчинников, Н.В. Учеваткина  
(Московский политехнический университет)  
E-mail: vikov1956@mail.ru

## Влияние имплантации ионов серебра на закономерности изнашивания титана VT1-00

*Представлены результаты исследования износостойкости технического титана VT1-00 до и после ионной имплантации серебром с различным размером зерна после интенсивной пластической деформации. Показано, что увеличение степени измельчения исходного зерна титана VT1-00 сопровождается повышением интенсивности изнашивания при трении. Установлено, что для увеличения износостойкости титана VT1-00 с крупнозернистой структурой эффективна высокодозовая имплантация ионов серебра. Это связано с образованием на поверхности трения вторичных структур, содержащих мелкодисперсные интерметаллиды на основе титана и серебра.*

**Ключевые слова:** ионная имплантация, микроструктура, размер зерна, пластическая деформация, износостойкость.

*The results of the technical titanium VT1-00 wear resistance before and after ion implantation by silver with different grain size after intense plastic deformation are presented. It is shown that the increase in the grinding degree of the titanium VT1-00 original grain is accompanied by increase in the intensity of wear during friction. It is established that high-dose implantation of silver ions is effective to increase the wear resistance of large-grain structure titanium VT1-00. This is due to the formation on the friction surface of secondary structures containing fine-dispersed intermetaloids based on titanium and silver.*

**Keywords:** ion implantation, microstructure, grain size, plastic deformation, wear resistance.

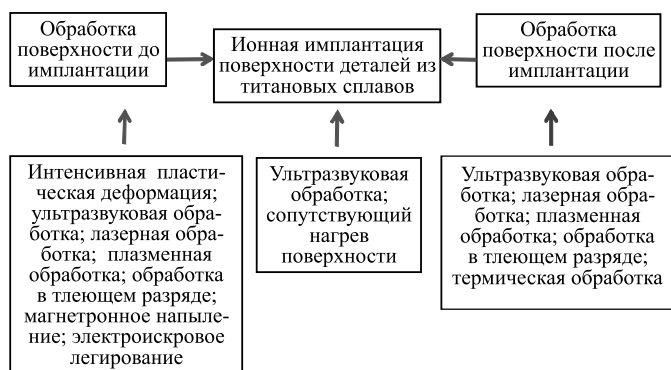
### Введение

Титан и его сплавы различных структурных классов являются перспективными материалами для применения в объектах современной техники, а также в медицине. Однако низкое сопротивление изнашиванию титановых сплавов существенно ограничивает области их применения. Титан и его сплавы используются в трибосопряжениях, где от материала требуется высокое сопротивление коррозии в сочетании с малой массой. Для деталей из титановых сплавов, входящих в трибосопряжение, предполагается кратковременная работа узла. В противном случае для повышения износостойкости применяют различные методы модифицирования поверхностного слоя деталей или нанесение специальных покрытий.

Большинство из способов увеличения износостойкости титана и титановых сплавов пред-

полагает продолжительное высокотемпературное воздействие. Поэтому для сохранения исходной структуры титанового сплава требуется использование таких методов модифицирования поверхности, которые не вызывали бы интенсивного нагрева объекта обработки. Один из них — ионная имплантация.

Для повышения износостойкости титановых сплавов применяется высокоэнергетическая имплантация поверхности изделий путем облучения ионами газов, неметаллов и металлов [1—4]. Помимо имплантации одним сортом ионов эффективно применение полиионной имплантации при использовании композиционных катодов, таких как Cu—Pb, Cu—Co, Cu—Fe и др. [5—8]. Установлено, что полиионная имплантация позволяет увеличить глубину проникновения ионов в подложку из титановых сплавов до 320...450 нм против 150...200 нм при имплантации одним сортом ионов.



**Рис. 1. Составляющие эффекта повышения износостойкости титановых сплавов при ионной имплантации**

Незначительная глубина проникновения имплантированных ионов в подложку является существенным недостатком ионной имплантации, который проявляется в достаточно кратковременном повышении сопротивления износу деталей. Для увеличения продолжительности эксплуатации деталей из титановых сплавов с низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью для обработки изделий используют комбинированные технологии, включающие в себя дополнительные методы обработки поверхности до и после имплантации.

Эффект повышения износостойкости от облучения титановых сплавов складывается из исходной структуры и состояния поверхности сплавов до имплантации, ее эволюции под действием ионной имплантации, а также после имплантационной обработки (рис. 1).

Применение методов интенсивной пластической деформации (ИПД) для формирования ультрамелкозернистой структуры титана и титановых сплавов позволяет существенно повысить уровень прочности. В научно-технической литературе представлен достаточный объем экспериментальных сведений о коэффициенте трения и сопротивлении износу титановых сплавов с ультрамелкозернистой структурой. Выводы большинства работ носят противоречивый характер.

**Цель статьи** — исследование закономерностей изменения износа поверхностей деталей из титана ВТ1-00 с крупно- и ультрамелкозернистой структурой при сухом трении, а также влияние высокодозовой имплантации на износостойкость титана.

### Методика исследования

Для исследований использовали технически чистый титан ВТ1-00 с крупнозернистой (КЗ) и

ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой (химический состав приведен в табл. 1).

УМЗ-структура в титане ВТ1-00 была сформирована по различным схемам термомеханической обработки с использованием метода всестороннего изотермического прессования с дополнительной прокаткой при разных температурах нагрева заготовки.

Физико-механические свойства сплава ВТ1-00 во многом определяются размером зерна в структуре исходной заготовки. Поэтому в рамках проводимых исследований изучали влияние размера зерна на свойства материала заготовок.

В табл. 2 приведены параметры структуры сплава ВТ1-00 и его механические свойства в зависимости от технологии получения заготовок.

Таблица 1

**Химический состав титана ВТ1-00, % мас.**

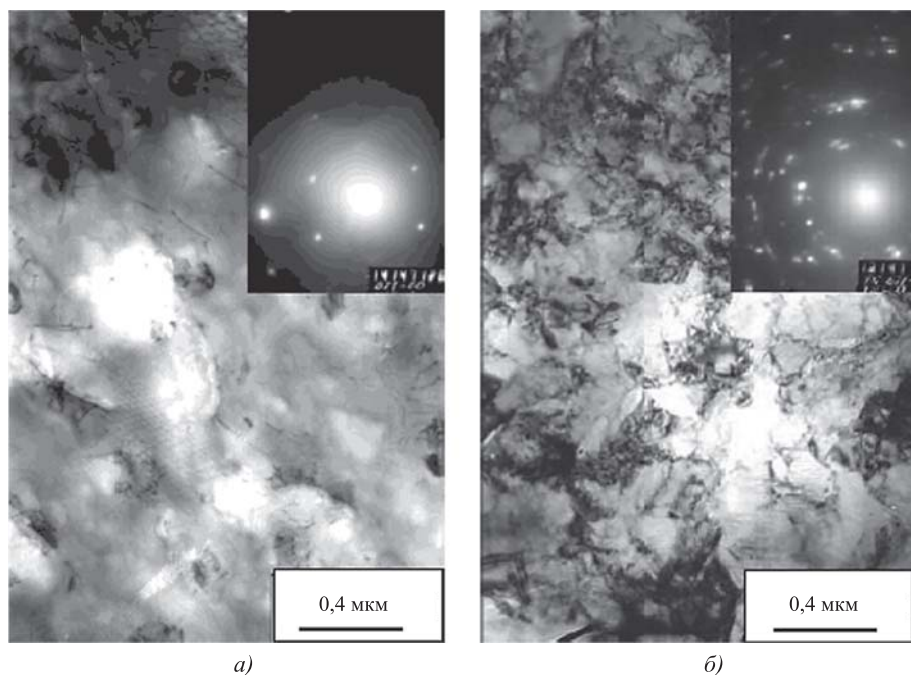
Al	Si	Fe	C	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>
0,13	0,09	0,16	0,06	0,11	0,04	0,01

Таблица 2

**Параметры структуры и механические свойства титана ВТ1-00**

Параметр	Технологическая схема получения материала			
	Серийная (крупнозернистая структура)	Прессование (температура 550...870 °С)	Прессование (550...870 °С) + многопроходная прокатка при температуре, °С	
			20	320
Маркировка сплава				
	А	Б	В	Г
$d_{cp}$ , мкм	380	1,75	0,73	0,51
$\rho$ , $10^9 \text{ см}^{-2}$	3,1	3,3	4,6	1,8
$\sigma_b$ , МПа	410	580	642	735
$\sigma_{0,2}$ , МПа	255	542	445	450
$\delta$ , %	22,3	18	12	14
$H_{\mu}$ , МПа	1900	2100	2800	2700

Обозначения:  $d_{cp}$  — средний размер зерен;  $\rho$  — скалярная плотность дислокаций;  $\sigma_b$  — предел прочности;  $\sigma_{0,2}$  — условный предел текучести;  $\delta$  — деформация при разрушении;  $H_{\mu}$  — микротвердость.



**Рис. 2.** Микроструктура титана ВТ1-00 маркировок А (а) и В (б), полученная с помощью электронного микроскопа

Степень дефектности и неравномерность структуры наибольшие для титана с маркировкой В, для которого характерна наиболее высокая скалярная плотность дислокаций. Самая равновесная структура соответствует сплаву маркировки А с крупным размером зерна, который не подвергался равноканальному прессованию (рис. 2). Для технически чистого титана ВТ1-00 коэффициент детектирования находится на уровне 95...97 %.

Фазовый рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре ДРОН-7 с излучением  $\text{Co } K_{\alpha}$ . Использовали асимметричную схему скользящего луча.

Морфологию поверхностей исходных образцов после трения исследовали на оптическом микроскопе AXIOVERT-200 М и на растровом электронном микроскопе EVO 50 фирмы "Карл Цейс" (Германия). Химический состав поверхности определяли методом микрорентгеноспектрального анализа с использованием приставки энергодисперсионного анализа INCA Oxford Instruments.

Исследование структуры методом дифракции обратно-рассеянных электронов (ДОЭ) также проводили на микроскопе EVO 50 с использованием приставки NORDLYS Oxford Instruments HKL Technology. Аттестацию структурно-фазового состояния исследуемых образцов выполняли методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе ЭМ-125К.

Во время съемки напряжение на рентгеновской трубке составляло 40 кВ, анодный ток — 40 мА. Для увеличения интенсивности первичного пучка и его частичной монохроматизации и коллимации в плоскости дифракции использовали зеркало Гебеля. Режим съемки соответствовал схеме  $2\theta - \theta$  и  $2\theta$ . Угол между рентгеновским пучком и плоскостью образца составлял  $2^\circ$ , а угол счетчика изменялся от  $10$  до  $150^\circ$  с шагом  $0,01^\circ$ .

Исследование шероховатости поверхности образцов выполняли с помощью оптического профилометра VeecoWYKONT1 100 (США). Имеющееся программное обеспечение (Wyko Vision 32) позволяет совмещать обе методики в одном измерении, строить трехмерные изображения рельефа поверхности, линейные

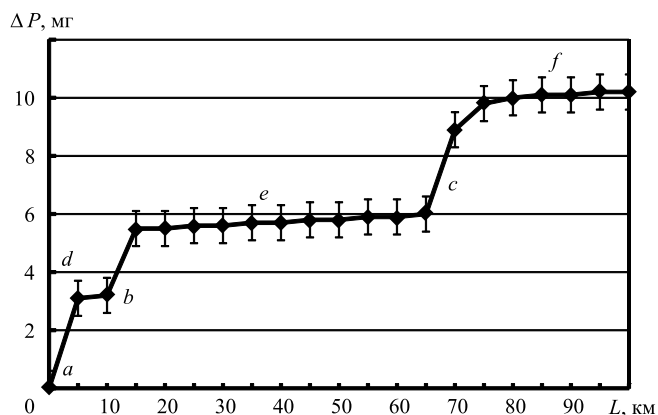
профили поверхности в заданном направлении и гистограммы распределения пиков по высоте, а также позволяет рассчитывать объемные и линейные параметры шероховатости.

Исследовали профиль распределения имплантированных ионов на образце в виде пластины размерами  $10 \times 15 \times 2,5$  мм, одна сторона которого была перед имплантацией отполирована. Затем проводили имплантацию ионами меди и серебра. Профили распределения исследовали на установке Physical Electronics PHI-6600 SIMSSystem.

Триботехнические испытания выполняли по схеме "диск—палец" на машине трения, аналогичной УМТ-1. Образцы имели форму параллелепипеда с размерами  $6 \times 6 \times 45$  мм. Одновременно устанавливали по три образца для обеспечения устойчивой плоскости трения. Образцы перед установкой подвергали механической шлифовке и электролитической полировке для снятия напряжений наклепанного слоя. Контртелом служил диск диаметром 200 мм из закаленной стали ШХ15 (62...65 HRC). Нагрузка при испытаниях титана ВТ1-00 составляла 25 Н, скорость при испытании всех образцов — 2,5...3,0 м/с.

### Результаты экспериментов и их обсуждение

На рис. 3 представлена зависимость снижения массы образцов технического титана ВТ1-00



**Рис. 3.** Зависимость уменьшения исходной массы испытуемого образца от длины пути трения для сплава VT1-00-A

с крупным зерном (маркировка А) от протяженности пути трения.

Полученную экспериментально зависимость можно условно разбить на несколько типичных участков. Условно всю зависимость потери массы образцов от дистанции пути трения можно разделить на участки с большой интенсивностью изнашивания образца (*a, b, c*, см. рис. 3) и участки с низкой интенсивностью изнашивания массы образца (*d, e, f*).

На начальной стадии выявлено, что материал образца переходит на контртело с формированием слоя из налипшего материала образца. На стадиях, характеризующихся низкой интенсивностью изнашивания испытуемых образцов на поверхности контртела исчезает дорожка изнашивания, оставляемая образцом. На поверхности трения испытываемых образцов формируются отдельные островки из вторичных структур высотой порядка 10 мкм. Такие островки занимают порядка 5...12 % от всей суммарной поверхности трения.

МРС-анализ поверхности островковых структур выявил, что помимо титана в них присутству-

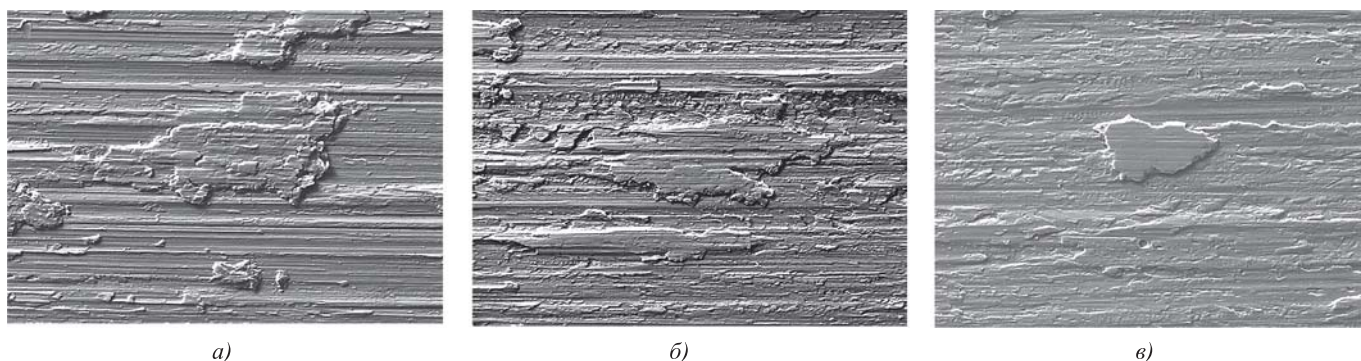
ют кислород (до 55 % ат.), углерод и железо (до 4 % ат.). Анализ основной поверхности трения образца из VT1-00 показал, что указанных элементов в ее составе нет. Логично предположить, что присутствие углерода можно связать с процессами взаимодействия испытуемого образца с контртелом из стали ШХ15. Сравнение соотношений концентрации кислорода и титана свидетельствует в пользу вероятного присутствия в структуре материала островковых структур диоксида титана TiO<sub>2</sub>.

Основываясь на морфологии островковых структур и их химическом составе, можно предположить, что материал таких структур способствует повышению твердости при сохранении на достаточно высоком уровне пластичности. Наличие пленки диоксида титана TiO<sub>2</sub> является барьером для интенсификации адгезионного взаимодействия испытуемого образца с контртелом.

Были проведены сравнительные испытания на износостойкость образцов технического титана VT1-00 с различным размером зерна (рис. 4, см. обложку). Из полученных результатов следует, что наименьший износ наблюдается у образцов с размером зерна 0,51 мкм (маркировка Г). Данный материал характеризуется равновесной структурой и у него наблюдается стадия с установившейся низкой скоростью изнашивания.

При трибологических испытаниях образцов титана VT1-00 с размером зерна 1,75 и 0,73 мкм (маркировки Б и В) зависимость потери массы от длины пути трения практически линейная. Для этих образцов наблюдается высокая скорость изнашивания, что свидетельствует об интенсивном адгезионном взаимодействии испытуемого материала и материала контртела. Внешний вид поверхности трения образцов при большом увеличении представлен на рис. 5.

В случае испытания титана VT1-00 с размером зерна 0,51 мкм (маркировка Г) образование островков на поверхности трения аналогично ва-

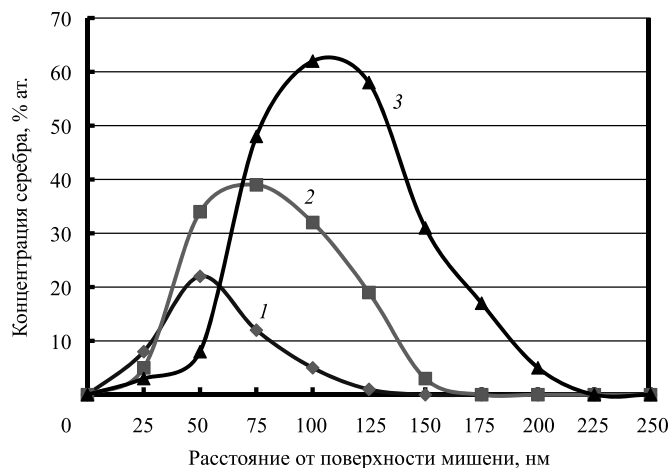


**Рис. 5.** Поверхность трения для образцов технического титана VT1-00 с различными размерами зерна: *a* — 1,75 мкм; *b* — 0,73 мкм; *в* — 0,51 мкм

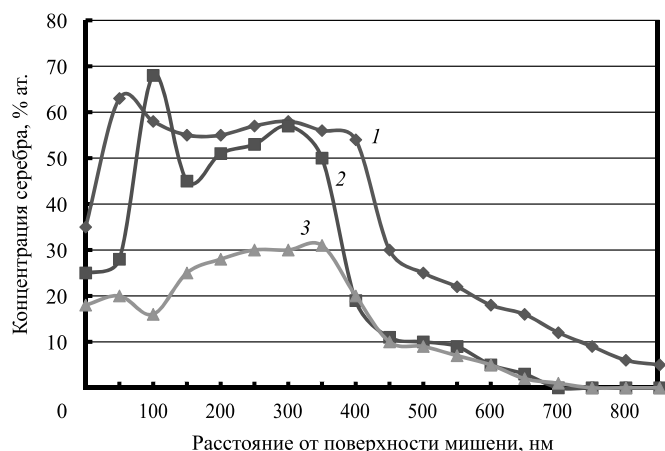
рианту испытания на износостойкость материала ВТ1-00-А с крупным зерном (380 мкм) в структуре (рис. 5, в). Внешним осмотром при большом увеличении островки проявляют наличие плоской достаточно гладкой поверхности.

Полученные экспериментальные результаты позволяют утверждать, что адгезионное взаимодействие при трении имеет тенденцию к интенсификации при испытаниях титана ВТ1-00 с ультрамелким зерном. Такое увеличение интенсивности адгезионного взаимодействия выражается в активном переносе материала с испытуемых образцов на контртело.

Для технического титана ВТ1-00 с очень мелким размером зерна проявляется достаточно чет-



**Рис. 6.** Концентрационные профили серебра в имплантированном слое сплава ВТ1-00 (размер зерна 380 мкм) при различных дозах облучения: 1 —  $1,5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ; 2 —  $5,5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ; 3 —  $2,3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$



**Рис. 7.** Концентрационные ОЖЭ-спектры легирующего элемента — серебра в поверхностных слоях сплава ВТ1-00 с различными размерами зерна (доза имплантации  $2,3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ ): 1 — 0,73 мкм; 2 — 1,75 мкм; 3 — 380 мкм

кая связь интенсивности изнашивания с равновесностью структуры материала. При этом можно сделать вывод, что чем больше неравновесность структуры испытываемого материала, тем выше интенсивность его изнашивания.

Обобщая полученные результаты, можно утверждать, что основным фактором, определяющим интенсивность изнашивания образцов титанового сплава ВТ1-00 с различным размером зерна, является степень неравновесности структуры.

Для оценки влияния имплантации ионов серебра на износостойкость технического титана ВТ1-00 было выполнено облучение образцов с различным исходным размером зерна пучком ионов серебра с дозой имплантации  $1,5 \cdot 10^{17}$ ;  $5,5 \cdot 10^{17}$  и  $2,3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ . Методом Оже-спектроскопии исследовано содержание элементов в имплантированном слое сплава ВТ1-00.

Установлено, что с повышением дозы облучения максимум концентрации имплантированных атомов (в данном случае меди) сдвигается в сторону больших глубин. При этом увеличивается толщина имплантированного слоя: от 125 до 225 нм (рис. 6).

Эксперименты показали, что на глубину проникновения ионов серебра при имплантации с дозой  $2,3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$  существенное влияние оказывает размер исходного зерна в мишени ВТ1-00. Результаты исследования распределения серебра в поверхностном слое, выявленные методом Оже-спектроскопии, представлены на рис. 7.

При имплантации в мишень со средним размером зерна 0,73 мкм наблюдается концентрация внедренной примеси серебра на уровне 30 % ат. при толщине легированного слоя ~650...700 нм.

С увеличением размера зерна (до 1,75 мкм) в сплаве ВТ1-00 до имплантации можно отметить повышение концентрации внедренной примеси серебра до 53...55 % при наличии пика концентрации до 70 % ат. на глубине 100 нм от поверхности. Толщина ионно-легированного слоя остается практически неизменной.

Имплантация ВТ1-00 с исходным размером зерна 380 мкм сопровождается устойчивым ростом концентрации внедренной примеси серебра до 58...62 % ат. при общем увеличении толщины ионно-легированного слоя до 850...1000 нм.

Во всех имплантированных слоях основной и преобладающей фазой (до 90...95 % объема материала) остается  $\alpha$ -титан. Фаза  $\alpha$ -Ti обладает кристаллической решеткой ГПУ. В образцах ультрамелкозернистого титана ВТ1-00 матричные зерна  $\alpha$ -Ti имеют анизотропную форму, обусловленную способом изготовления образца.



Результаты триботехнических испытаний представлены на рис. 8. Установлено, что кривые накопленного массового износа для образцов титана в исходном состоянии и с мелким зерном практически совпадают. Значения коэффициента трения образцов недеформированного и деформированного титана сохраняются на уровне  $f \approx 0,5$ .

Таким образом, энергия активации процесса разрушения при трении без смазочного материала микрокристаллического и крупнозернистого титана одинакова. Причина указанного явления заключается в том, что в процессе фрикционного взаимодействия при трении без смазочного материала в контакте трущихся тел наблюдается возникновение очагов интенсивной пластической деформации, соизмеримой с пластической деформацией, протекающей при равноканальном угловом прессовании (РКУП) и приводящей к формированию субмикрокристаллической структуры.

Усталостные испытания сплава ВТ1-00 в исходном состоянии и после имплантации ионами серебра с дозой  $2,8 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$  показали, что их разрушение происходит в области малоциклового усталости ( $N \leq 5 \cdot 10^4$  цикла). В частности, при амплитуде циклических напряжений 280 МПа образец сплава ВТ1-00-А разрушился после  $1 \cdot 10^5$  циклов. Ионная имплантация сплава ВТ1-00-А существенно повышает циклическую долговечность. Так, ограниченный предел выносливости (на базе  $2 \cdot 10^6$  циклов) после ионной имплантации возрос до 300 МПа.

Имплантация ионов серебра в мишень из титанового сплава ВТ1-00 сопровождается изменением параметров шероховатости поверхности последней. Снижение значений параметров шероховатости наблюдается при дозе имплантации серебра  $2,5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ . При этом некоторое увеличение значения  $Ra$  наблюдается при дозе имплантации  $7,5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ . При дозе имплантации  $1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$  значение  $Ra$  составляет примерно 60 % исходного (рис. 9).

Наблюдается некоторое увеличение параметра волнистости поверхности образцов после имплантации ионов серебра с дозой  $2,5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  с 540 до 590 нм (табл. 3). Дальнейшее повышение дозы имплантации ионов серебра способствует снижению параметра волнистости поверхности образца до 480 нм при дозе  $1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ .

Приведенные данные (см. табл. 3) показывают, что ионы серебра при малых дозах имплантации деформируют целые участки поверхности, резко уменьшая средний параметр шероховатости. Увеличение дозы легирования до значения  $(5...7,5) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  приводит к выравниванию рельефа, существенно не изменяя средний параметр шероховатости.

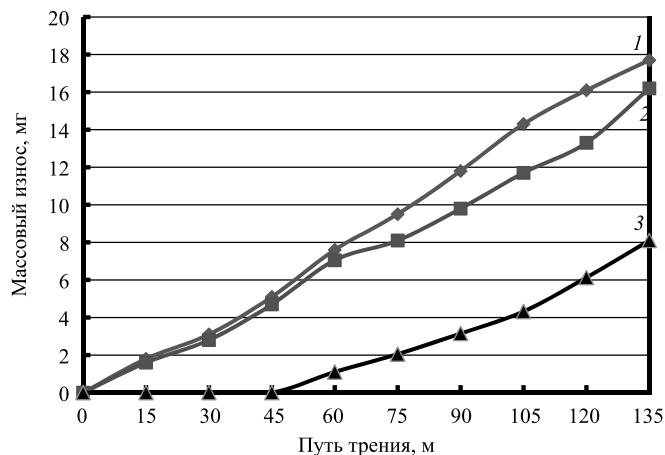


Рис. 8. Зависимости массового износа сплава ВТ1-00 после различных видов обработки: 1 — исходное состояние ВТ1-00-А; 2 — ВТ1-00-В; 3 — ионная имплантация медью и серебром с дозой  $2,3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$

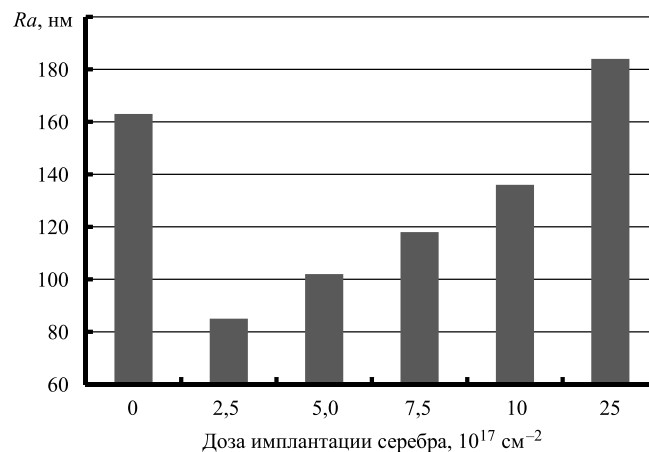


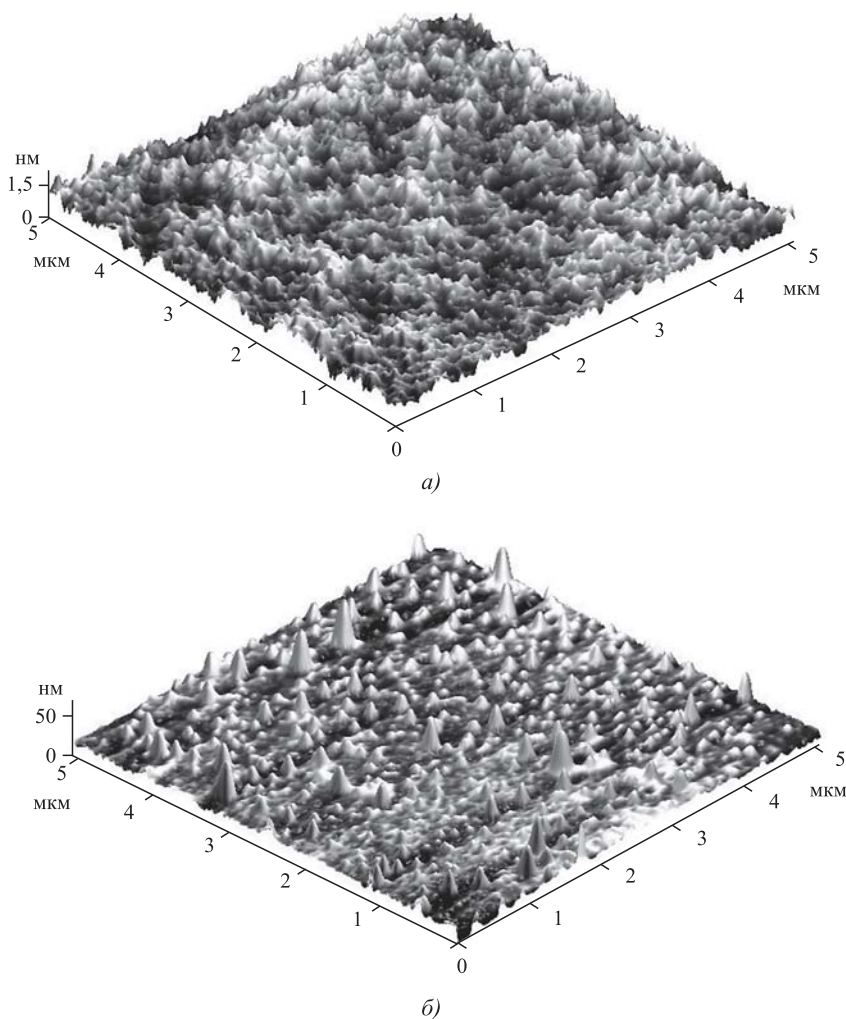
Рис. 9. Дозовые зависимости параметра шероховатости  $Ra$  образцов титана ВТ1-00-А, имплантированных ионами серебра при различных дозах имплантации

Таблица 3

Параметры текстуры поверхности образцов титана ВТ1-00

Образец	Доза имплантации, $\text{см}^{-2}$	Параметр волнистости $Wa$ , нм	Средний параметр шероховатости $Ra$ , нм
Без имплантации	0	540	165
Имплантация ионами серебра	$2,5 \cdot 10^{17}$	590	86
	$5 \cdot 10^{17}$	550	97
	$7,5 \cdot 10^{17}$	515	110
	$1 \cdot 10^{18}$	480	188

На рис. 10 представлены трехмерные изображения поверхностей образцов сплава ВТ1-00-А в исходном состоянии и после имплантации ионов серебра с дозой  $2,5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ . Заметно снижение



**Рис. 10.** Трехмерные изображения поверхностей образцов сплава ВТ1-00-А ( $\times 300$ ):

*a* — до имплантации; *b* — после имплантации ионов серебра с дозой  $2,5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$

высоты выступов и общей сглаженности рельефа поверхности образца после имплантации.

Уменьшение шероховатости поверхности титана ВТ1-00 при имплантации ионов серебра можно интерпретировать с интенсификацией процесса распыления облучаемой поверхности.

### Выводы

1. Результаты выполненных экспериментов показали, что интенсивность изнашивания титана ВТ1-00 возрастает с уменьшением размера зерна. Наибольший износ при трении показывают сплавы с размером зерна менее 1 мкм.

2. Измельчение размера зерна титановой мишени ВТ1-00 инициирует рост количества каналов для формирования новых фаз за счет облегченной диффузии легирующих элементов, что приводит

к локально высокой концентрации серебра на границах зерен и увеличению глубины проникновения имплантируемых ионов серебра в мишень.

3. Установлено, что повышение износостойкости титана ВТ1-00 с исходным крупным зерном в структуре при высокодозной имплантации серебра связано с образованием на поверхности трения вторичных структур, содержащих интерметаллид на основе титана и серебра.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тихоненко В.В., Шкилько А.М. Упрочняющие технологии формирования износостойких слоев // Физическая инженерия поверхности. 2011. Т. 9. № 3. С. 237—243.
2. Шаркеев Ю.П., Курзина И.А., Кашин О.А. и др. Модификация структуры и механических свойств титана при воздействии ионных пучков // Журнал функциональных материалов. 2008. № 6. С. 224—233.
3. Гриценко Б.П., Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. и др. Повышение износостойкости технически чистого титана ВТ1-0 и сплава ВТ6 // Известия Самарского научного центра РАН. 2011. № 4. С. 1009—1013.
4. Повышение устойчивости к износу титановых сплавов, обработанных высокотемпературной импульсной плазмой / А.М. Надежин, А.А. Ильин, В.В. Николаенко, М.В. Михайлов // Авиационная промышленность. 2003. № 1. С. 25—28.
5. Элементный и фазовый состав титанового сплава ВТ22, имплантированного ионами W и Mo / А.Д. Погребняк, В.М. Береснев, С.Н. Братушка, Л.В. Маликов // Вестник Харьковского университета. 2009. № 859. С. 78—82.
6. Влияние имплантации ионов меди и свинца на свойства стали 30ХГСН2А / В.В. Овчинников, С.В. Якутина, Д.А. Козлов, А.С. Немов // Машиностроение и инженерное образование. 2010. № 4. С. 38—45.
7. Семендеева О.В., Учеваткина Н.В., Овчинников В.В. Современное состояние метода имплантации деталей из титановых сплавов // Заготовительные производства в машиностроении, 2011. № 10. С. 38—44.
8. Учеваткина Н.В., Овчинников В.В., Истомина Кастровский В.В. и др. Электронно-микроскопическое исследование поверхностного слоя титанового сплава ОТ4 после ионной имплантации // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 11. С. 36—43.

А.А. Абрашов, Е.Г. Винокуров, М.А. Егупова

(Российский химико-технологический университет имени Д.И. Менделеева, г. Москва),

В.Д. Скопинцев

(Московский государственный медико-стоматологический университет имени А.И. Евдокимова)

E-mail: vin-62@mail.ru

## Химическое осаждение твердых композиционных покрытий Ni—Cu—P—Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Проведено сравнение технологических (скорость осаждения, состав покрытия) и функциональных (шероховатость поверхности, микротвердость) характеристик химических композиционных покрытий Ni—Cu—P—Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, полученных из слабокислых и слабощелочных растворов. Показано, что покрытия, осажденные из слабощелочного раствора, содержат несколько меньше фосфора и оксида хрома, чем покрытия, осажденные из слабокислого раствора (2...3 % мас. фосфора и до 3,4 % мас. оксида хрома), формируются с более высокой скоростью (24...25 мкм/ч осаждения при температуре 80 °С), характеризуются меньшей шероховатостью и повышенной микротвердостью. Микротвердость по Виккерсу при нагрузке 0,05 Н композиционных покрытий, полученных из слабощелочного раствора и термообработанных при температуре 400 °С в течение 1 ч, составляла 13,5...15,2 ГПа, что выше значений для покрытий, осажденных из слабокислого раствора. Максимальная микротвердость покрытий достигнута при концентрации частиц Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в растворе 20 г/л. Технология химического осаждения покрытий Ni—Cu—P—Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, формируемых в слабощелочном растворе, перспективна для получения материалов с повышенной твердостью и износостойкостью.

**Ключевые слова:** композиционные покрытия, химическое никелирование, оксид хрома, микротвердость, скорость осаждения.

*The technological (deposition rate, coating composition) and functional (surface roughness, microhardness) characteristics of chemical composite coatings Ni—Cu—P—Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> obtained from weakly acidic and slightly alkaline solutions are compared. It is shown that coatings deposited from slightly alkaline solution contain slightly less phosphorus and chromium oxide than coatings deposited from weakly acid solution (2...3 % wt. phosphorus and up to 3.4 % wt. chromium oxide), formed at higher rate (24...25 microns per 1 hour of deposition at temperature of 80 °C), are characterized by lower roughness and increased microhardness. The Vickers microhardness at 0.05 N load of composite coatings obtained from slightly alkaline solution and heat-treated at 400 °C for 1 hour is 13.5...15.2 GPa, which is higher than values for coatings deposited made of weakly acidic solution. The maximum microhardness of coatings is achieved at concentration 20 g/l of Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles. The technology of chemical deposition of Ni—Cu—P—Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coatings formed in slightly alkaline solution is promising for obtaining of materials with increased hardness and wear resistance.*

**Keywords:** composite coatings, electroless nickel plating, chromium oxide, microhardness, deposition rate.

### Введение

Получению и свойствам композиционных покрытий, наносимых химическим осаждением, посвящен ряд исследований [1—3]. Твердые частицы Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и другие добавляются в Ni—P-покрытия для повышения микротвердости и износостойкости [4, 5], частицы относительно мягких материалов (фталоцианин, графит и др.) — для улучшения антифрикционных характеристик [6, 7]. Легирование сплава Ni—P медью позволяет получать из слабокислых растворов покрытия с улучшенными защитно-коррозионными характеристиками, однако это не сопровождается увеличением микротвердости покрытий [8—11]. Покрытия Ni—Cu—P можно получать как из слабокислых, так и из слабощелочных раство-

ров, причем второй вариант предпочтительнее из-за повышенной скорости осаждения покрытий при температурах ниже 90 °С [9]. Тройной сплав Ni—Cu—P может служить качественной металлической матрицей для получения композиционных покрытий с повышенной микротвердостью и износостойкостью. Установлено, например, увеличение микротвердости и коррозионной стойкости покрытий, полученных при введении в раствор для получения тройного сплава дисперсных частиц Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [11, 12].

**Цель работы** — сравнение технологических (скорость осаждения, состав покрытия) и функциональных (шероховатость поверхности, микротвердость) характеристик химических композиционных покрытий Ni—Cu—P—Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, полученных из слабокислых и слабощелочных растворов.

### Методика исследований и материалы

Для химического нанесения покрытий из сплава Ni—Cu—P или композиционного покрытия Ni—Cu—P—Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> использовали базовый раствор (I) состава: NiSO<sub>4</sub> — 0,12 моль/л; CuSO<sub>4</sub> — 0,005 моль/л; NaH<sub>2</sub>PO<sub>2</sub> — 0,37 моль/л; NH<sub>2</sub>CH<sub>2</sub>COOH — 0,39 моль/л; Pb(CH<sub>3</sub>COO)<sub>2</sub> — 10 мкмоль/л; Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 0...50 г/л. В базовый раствор вводили буферизирующие системы для осаждения покрытий при pH 6,5 (II) и 8 (III). Раствор II дополнительно содержал янтарную кислоту (0,18 моль/л), а раствор III содержал, моль/л: Na<sub>2</sub>HPO<sub>4</sub> — 0,1; NaH<sub>2</sub>PO<sub>4</sub> — 0,1 и Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub> — 0,05. Начальное значение pH раствора устанавливали добавлением растворов гидроксида натрия или серной кислоты. Предварительная подготовка стальных образцов включала стандартные операции обезжиривания, активирования и промывки. Раствор с дисперсной фазой предварительно подвергали ультразвуковому воздействию на установке УХ100 при мощности 50 Вт в течение 15 мин.

Химические композиционные покрытия осаждали при температуре (80±2) °С в течение 1 ч. Скорость осаждения покрытий оценивали гравиметрически. Параметр шероховатости Ra основы и покрытий измеряли на профилометре TR100. Микротвердость покрытий, прошедших термическую обработку при температуре 400 °С в течение 1 ч, определяли по Виккерсу на микротвердометре HNV-G21S (Shimadzu, Япония) при нагрузке 0,05 Н. Качественный и количественный составы покрытий оценивали при помощи энергодисперсионного рентгенофлуоресцентного спектрометра EDX-7000P (Shimadzu, Япония).

### Результаты исследований и их обсуждение

Полученные данные по скорости осаждения покрытий, их относительной шероховатости и концентрации Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в осадках в зависимости от содержания дисперсной фазы в растворах представлены в таблице.

При повышении концентрации Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> до 20 г/л в обоих растворах скорость осаждения покрытий несколько снижается, причем в слабощелочном растворе сильнее, чем в слабощелочном. С дальнейшим увеличением содержания дисперсной фазы скорость осаждения стабилизируется и составляет 18,5 мкм/ч в растворе II и 24,8 мкм/ч в растворе III.

Относительная шероховатость композиционных покрытий мало отличается от шероховатости Ni—P—Cu-покрытий при содержании дисперсной фазы в растворе II вплоть до 40 г/л и в растворе III до 20 г/л и существенно возрастает при дальнейшем

### Скорость осаждения, относительный показатель шероховатости покрытий и содержание Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в химических композиционных покрытиях

Концентрация Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> в растворе, г/л	Раствор II (pH 6,5)			Раствор III (pH 8)		
	v, мкм/ч	Ra <sub>покр</sub> /Ra <sub>осн</sub>	w(Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ), % мас.	v, мкм/ч	Ra <sub>покр</sub> /Ra <sub>осн</sub>	w(Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ), % мас.
0	20,9	1,31	0	26,5	1,08	0
5	19,9	1,34	2,9	24,2	1,11	0,4
10	20,4	1,34	3,2	25,6	1,11	0,5
20	17,6	1,35	5,4	25,2	1,18	1,5
30	18,5	1,33	4,1	24,9	1,32	2,6
40	18,5	1,35	3,1	24,7	1,32	3,2
50	18,1	1,60	2,9	24,8	1,51	3,4

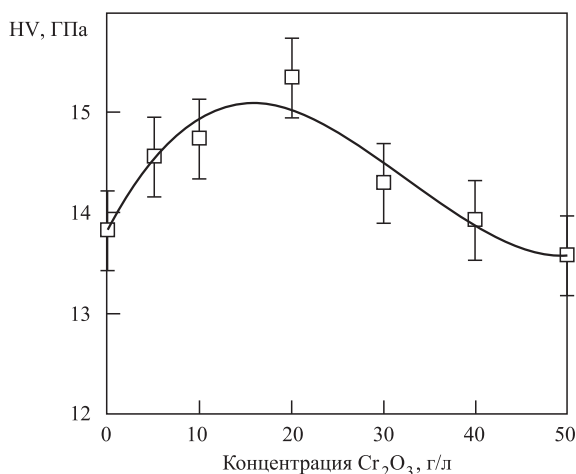
увеличении концентрации Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в обоих растворах, что связано с неудовлетворительным зарастиванием дисперсных частиц металлической матрицей.

Содержание фосфора в покрытиях, полученных из слабощелочного раствора II, составляет 5...6 % мас., а в осажденных из слабощелочного раствора III — 2...3 % мас., что обычно приводит к снижению микротвердости покрытий [12].

Содержание Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в покрытиях, полученных из слабощелочного раствора II, составляет 3...5 % мас., причем наибольшее количество включений частиц дисперсной фазы наблюдается при концентрации Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в растворе 20 г/л. В покрытиях, полученных из слабощелочного раствора III, количество включений дисперсных частиц увеличивается с ростом их содержания в растворе, достигая 3,4 % мас. при концентрации 50 г/л.

Включение Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в осадки, полученные в слабощелочном растворе, обеспечивает повышение их микротвердости, компенсируя влияние пониженного содержания в них фосфора. Как видно из данных, представленных на рисунке, микротвердость композиционных покрытий, осажденных из этого раствора, достигает 15,2 ГПа, тогда как покрытий Ni—Cu—P — 13,8 ГПа.

Зависимость микротвердости композиционных покрытий от содержания частиц дисперсной фазы в растворе имеет максимум, что указывает как на необходимость включения достаточного количества Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в состав покрытия, так и на необходимость их надежного закрепления в металлической матрице, при котором они будут воспринимать приложенные механические нагрузки. Для покрытий, осажденных из слабощелочного



**Микротвердость покрытий Ni–P–Cu–Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, полученных из щелочного раствора III**

лого раствора, отмечены более низкие значения микротвердости (13,5...14,3 ГПа), что связано, по-видимому, с неравномерностью их профиля.

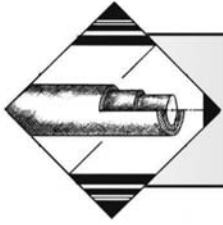
Максимальная микротвердость покрытий достигает 15,2 ГПа при концентрации Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в растворе около 20 г/л. Это значение HV превышает не только микротвердость аналогичных покрытий, осажденных из слабокислого раствора, но и хромовых покрытий, микротвердость которых составляет 9...10 ГПа [13]. Высокие значения микротвердости химических композиционных покрытий позволяют рассчитывать и на их повышенную износостойкость в условиях граничного трения.

**Заключение**

Проведенное сравнение технологических и функциональных характеристик химических композиционных покрытий Ni–P–Cu–Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, полученных из слабокислого и слабощелочного растворов, показало, что покрытия, осажденные из слабощелочного раствора, содержат 2...3 % мас. фосфора и до 3,4 % мас. оксида хрома, формируются с более высокой скоростью, характеризуются меньшей шероховатостью и повышенной микротвердостью. Технология химического осаждения покрытий Ni–P–Cu–Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, формируемых в слабощелочном растворе, перспективна для получения материалов с повышенной твердостью и износостойкостью.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. **Tseluikin V.N.** Composite electrochemical coatings: Preparation, structure, properties // *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2009. Vol. 45. No. 3. P. 312–326.
2. **Sudagar J.** Electroless nickel, alloy, composite and nanocoatings — A critical review // *J. Alloys Compounds*. 2013. Vol. 571. P. 183–204.
3. **Balaraju J.N.** Electroless Ni–P composite coatings // *J. Appl. Electrochem*. 2003. Vol. 33. No. 9. P. 807–816.
4. **Skopintsev V.D., Vinokurov E.G.** Tribological characteristics of metal-oxide and hybrid composite coatings // *Glass and Ceramics*. 2019. Vol. 76. No. 1–2. P. 22–26.
5. **Abdel S.A.** Development of Electroless Ni–P–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Ni–P–TiO<sub>2</sub> Composite Coatings from Alkaline Hypophosphite Gluconate Baths and their Properties // *Int. J. Electrochem. Sci*. 2013. Vol. 8. P. 1722–1734.
6. **Wear resistance** of nickel–phosphorus–modified copper phthalocyanate composition coatings / E.G. Vinokurov, K.V. Zuev, F.N. Zhigunov, V.P. Perevalov // *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2018. Vol. 54. No. 1. P. 92–94.
7. **Формирование** и свойства композиционных покрытий никель–фосфор–графит при автокаталитическом осаждении / Е.Г. Винокуров, А.А. Абрашов, Х.А. Невмятулина, Т.А. Ваграмян // *Журнал прикладной химии*. 2017. Т. 90. № 10. С. 1282–1286.
8. **Vinokurov E.G., Morgunov A.V., Skopintsev V.D.** Compositional optimization of chemical copper-doped nickel-phosphorus coatings // *Inorganic Materials*. 2015. Vol. 51, No. 8. P. 788–792.
9. **Осаждение** химических покрытий никель–фосфор и никель–фосфор–медь из глицинатных растворов / Е.Г. Винокуров, Ф.Н. Жигунов, А.В. Моргунов, В.Д. Скопинцев // *Гальванотехника и обработка поверхности*. 2015. Т. 23. № 3. С. 40–46.
10. **Повышение** производительности процесса химического никелирования / В.Д. Скопинцев, А.В. Моргунов, Е.Г. Винокуров, Х.А. Невмятулина // *Гальванотехника и обработка поверхности*. 2016. Т. 24. № 3. С. 26–31.
11. **Ресурсосберегающая технология** химического никелирования / Е.Г. Винокуров, В.Д. Скопинцев, Х.А. Невмятулина, А.В. Моргунов // *Химическая промышленность сегодня*. 2016. № 10. С. 18–23.
12. **Скопинцев В.Д., Винокуров Е.Г.** Теоретические и прикладные аспекты автокаталитического формирования покрытий на основе сплава никель–фосфор. М.: ВИНТИ, 2018. 228 с.
13. **Электроосаждение** и физико-механические свойства композиционных покрытий на основе хрома с различными модификациями углерода / Р.В. Графушин, Е.Г. Винокуров, В.С. Махина, Т.Ф. Бурухина // *Гальванотехника и обработка поверхности*. 2018. Т. 26. № 2. С. 26–32.



Г.А. Сухочев, А.Ю. Грымзин, В.Н. Подгорнов, С.Н. Коденцев, В.Г. Грицюк  
(Воронежский государственный технический университет)  
E-mail: suhotchev@mail.ru

## Повышение производственной технологичности рабочих поверхностей нагруженных деталей применением упрочняющей комбинированной обработки

*Представлена информация по спроектированным и принятым к внедрению новым процессам комбинированной обработки поверхностей нагруженных деталей и сборочных единиц перспективных энергетических установок и специального технологического оборудования, описаны оригинальные средства технологического оснащения, показаны перспективы дальнейшего расширения их технологических возможностей и влияния на повышение производственной технологичности изделий.*

**Ключевые слова:** производственная технологичность, комбинированное упрочнение, оребренная оболочка, эксплуатационные параметры, микрошарики.

*The information on the new processes designed and adopted for implementation on the combined surface treatment of loaded parts and assembly units of advanced power plants and special technological equipment are described, the original means of technological equipment are described, and the prospects for further expansion of their technological capabilities and impact on improving of the manufacturability of products are given.*

**Keywords:** manufacturability, combined hardening, finned shell, operational parameters, microspheres.

При создании опытных образцов перспективных энергетических установок применяются различные технологии — от широко известных, использующих термическую, лезвийную обработку или пластическое деформирование, до нетрадиционных технологий, основанных на комбинациях существующих процессов или на различного рода механических, электрических, химических, лучевых и других воздействиях, объединенных в один комбинированный процесс.

При внедрении в производство технологий, основанных на комбинированных методах обработки, создаются специализированное технологическое оборудование, средства технологического оснащения (СТО) и инструменты, позволяющие обрабатывать различные твердые и вязкие металлы, жаропрочные стали и сплавы, керамику и композиционные материалы, благодаря чему появляется возможность получать детали сложной конфигурации с заданными параметрами микрогеометрии и качеством поверхностного слоя. Их использование дает возможность создавать изде-

лия с высокими потребительскими качествами, обеспечивающими высокий технический уровень и конкурентоспособность новой техники.

Особенно это актуально и важно при разработке современных технически совершенных высокоэкономичных энергоустановок и двигателей. При их создании впервые были применены передовые технические решения, потребовавшие использования целого комплекса взаимоувязанных технологий, обеспечивших изготовление:

— внутренних стенок камер сгорания с искусственной шероховатостью на огневой стенке для интенсификации внутреннего охлаждения камеры;

— внутренних стенок сопел ракетных двигателей методом ротационного выдавливания с предельно минимальным допуском ( $\pm 0,06$  мм) из высокопрочных сталей с последующим фрезерованием ребер и обработкой по ребрам механическим и электрохимическим способами.

Необходимость использования тех или иных операций с применением комбинированных процессов в общей технологии в процессе создания

высокотехнологичной продукции определяется в зависимости от поставленной цели, а один и тот же способ обработки может использоваться для различных задач формообразования. Например, размерная электрохимическая обработка, используемая для снятия заусенцев в труднодо-

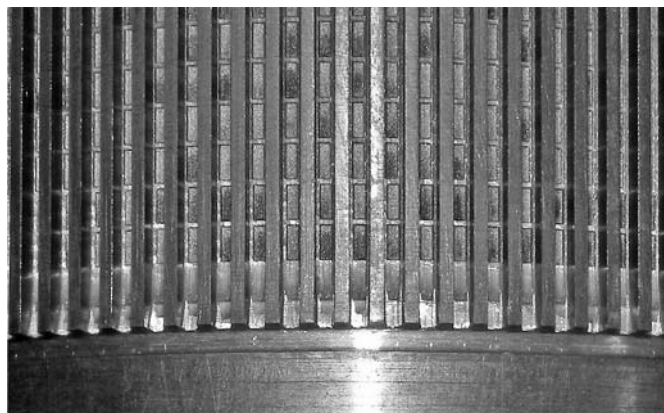


Рис. 1. Фрагмент оребренной оболочки

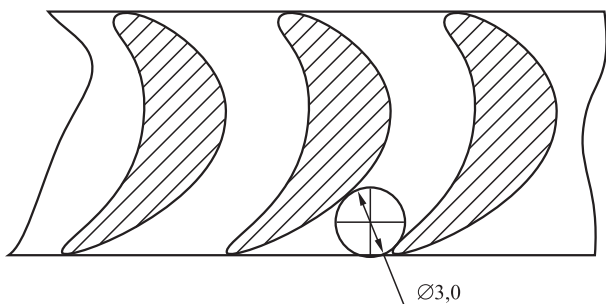


Рис. 2. Поперечное сечение лопаток типовой турбины



Рис. 3. Фрагмент рабочего колеса турбины

ступных местах, формирования искусственной шероховатости и дифференциального устранения разнотолщинности материала охлаждаемых оболочек (рис. 1), может применяться (после соответствующей адаптации) и для выравнивания микрогеометрии узкого межлопаточного канала переменного сечения роторных деталей и сборочных единиц турбонасосного агрегата (рис. 2).

При этом появляется возможность комбинированной доводки с заданными показателями качества поверхностей второго порядка узких (менее 5 мм) межлопаточных каналов турбин (рис. 3), которые в настоящее время обрабатываются только по входным и выходным кромкам, не прорабатывая технологически труднодоступные внутренние зоны поверхностей лопаток [1].

На рис. 1 по дну каналов оребрения видны каверны для турбуляции потока охладителя, которые выполняются трудоемким электроэрозионным методом (на одну деталь в зависимости от габаритных размеров уходит несколько часов). Этой операции предшествует трудоемкое удаление заусенцев по кромкам ребер, которое слабо поддается механизации (в течение нескольких часов или двух—трех смен на одну оболочку, в зависимости от размеров). Такой низкий уровень производственной технологичности можно повысить использованием нетрадиционных комбинированных методов обработки.

Нетрадиционные технологии являются гибкими, трансформируемыми в зависимости от объекта производства. К ним относятся такие комбинированные методы, как электрохимическое фрезерование, виброударная отделочно-зачистная обработка, виброэкструзионное упрочнение, гидродинамическая формообразующая обработка, струйно-динамическое упрочнение микрошариками и т.д. [1, 2].

Тем не менее самые эффективные процессы комбинированной обработки, являясь в большинстве случаев только составной частью сквозного технологического процесса, не могут быть автономным средством повышения показателей качества продукции без комплексного использования совместно с другими технологическими приемами и методами в рамках сквозной технологии изготовления деталей и сборочных единиц энергетических установок и двигателей [3, 4].

Поэтому имеет смысл провести дополнительные исследования для адаптации технологий в целях придания им требуемой гибкости и расширения технологических возможностей. Рассмотрим несколько предполагаемых направлений проектирования процессов струйно-динамической обработки

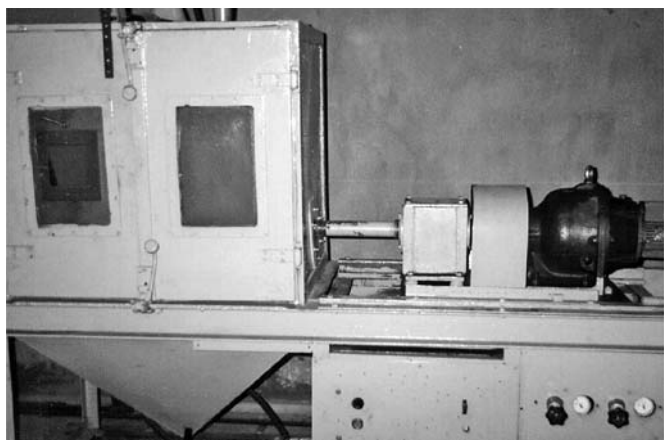


Рис. 4. Установка для струйно-динамической обработки микрошариками

ответственных и труднодоступных поверхностей внутренних стенок камер сгорания с каналами охлаждения и лопаточных деталей микрошариками на струйно-динамических установках (рис. 4).

Существующий процесс обработки микрошариками проводится на установках эжекторного типа [5] при следующих исходных условиях: в качестве рабочей среды использовали стальные микрошарики диаметром 0,05...0,30 мм из порошка инструментальной стали Р6М5.

При обработке применяли сопловые насадки с внутренним диаметром  $10^{+1}$  мм, расстояние вдоль оси сопла между его срезом и обрабатываемой поверхностью составляло  $l = (200 \pm 10)$  мм, диаметр активной зоны потока рабочей среды (микрошариков) на этом расстоянии составлял 50 мм. Обработка деталей осуществляется при их вращении в одной плоскости с радиусом вращения центров обрабатываемых поверхностей, равным 140 мм, частоте вращения  $n_{вр} = 100 \text{ мин}^{-1}$  и давлении сжатого воздуха 0,2...0,4 МПа.

Для обработки ребер и дна каналов охлаждения можно применять микрошарики диаметром 50...100 мкм, исходя из конструктивных и технологических соображений. Конструктивные сооб-

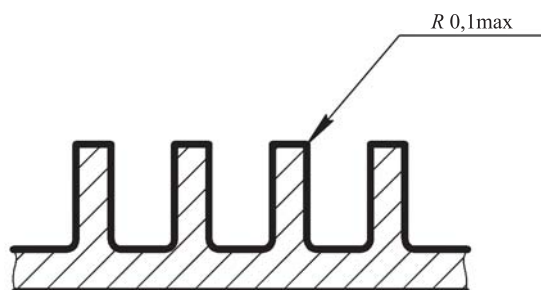


Рис. 5. Выступы оребрения оболочки

ражения определяются малым размером канала, требуемой глубиной турбулирующего отпечатка и жесткостью оболочки. Технологические требования заключаются в снятии заусенцев с кромок ребер (рис. 5) без притупления угла ( $R_{\text{max}} = 0,1 \text{ мм}$ ) под операцию последующей пайки с гладкой оболочкой, формирующей замкнутые каналы. Главной проблемой в данном случае является коробление оребренной оболочки с тонким дном из-за возникающего при дробеструйной обработке наклепа поверхностного слоя.

Пути снижения нежелательного наклепа заключаются в следующем: малая кинетическая энергия микрошариков не позволяет на пластичных материалах получить наклеп более чем 2...3 % на глубину не более 0,03...0,05 мм, но даже такое упрочнение поверхностного слоя нежелательно; для снятия части упрочненного слоя предлагается использование совместно с механическим воздействием эффекта анодного растворения материала.

Такое комбинированное воздействие с помощью газожидкостной слабопроводящей среды снимает значительную часть наклепанного микрослоя материала в местах соударений микрошариков с поверхностью, исключая коробление тонкостенных оболочек. В качестве токопроводящей среды используем техническую воду, распыленную сжатым воздухом до капельной фракции и подаваемую потоком воздуха в зону обработки вместе с микрошариками из бункера за счет эффекта эжекции.

Для исключения шаржирования бронзы применим микрошарики из никелевых сплавов невысокой твердости (например, ЭП741П).

После экспериментальной обработки образцов на установках эжекторного типа микрошариками диаметром 50 и 100 мкм с наложением тока низкого напряжения были установлены оптимальные режимы: время обработки каждого соседнего участка поверхности 20 с; угол соударения потока микрошариков с поверхностью  $90^\circ$ ; частота вращения шпинделя установки  $30 \text{ мин}^{-1}$ ; давление подаваемого сжатого воздуха 0,2 МПа; напряжение 4...8 В; расход газожидкостной слабопроводящей среды  $2 \text{ м}^3/\text{мин}$ . В качестве рабочей среды использовали микрошарики диаметром 0,05...0,10 мм из никелевого сплава в целях исключения шаржирования. Формирование шероховатости и турбулирующих углублений в большой степени зависит от скорости анодного растворения наклепанных микровыступов, которая в момент контакта шарика с вершиной неровности увеличивается до 2 раз из-за повышения удельной проводимости в месте соударения [6].



После обработки всех поверхностей двумя соплами в течение 10 мин ее параметр шероховатости составил  $Ra = 0,8$  мкм, сформированы углубления для турбуляции потока охладителя не только на дне канала, но и на стенках, характер шероховатости на выступах сглаженный (рис. 6), наклепанный слой практически отсутствовал.

Степень равномерного наклепа получена не более 1,2...1,5 % относительно материала сердцевины, что ограничивает коробление в пределах допуска по конструкторской документации. Металлографические исследования не выявили шаржирования материала микрошариков в поверхностные слои образцов оболочки. Для подготовки поверхностей открытых торцов ребер под пайку с гладкой оболочкой проводили тонкое полирование закрепленным абразивом в целях создания опорной поверхности не менее 70 % и уменьшения глубины отпечатков до 5...10 мкм для



**Рис. 6.** Поверхность плоского образца с характерными регулярными отпечатками

удержания расплава припоя во время операции пайки. Анодное растворение также сокращает время последующей очистки от оксидов и разрыхления поверхности под пайку.

Применительно к обработке межлопаточных каналов отличие в режимах обработки состояло в увеличении фракции микрошариков до 150...250 мкм, повышении давления подаваемого сжатого воздуха до 0,4 МПа и снижении напряжения тока до 2...4 В. Это позволило обеспечить степень наклепа до 4...5 % и сформировать сжимающие остаточные напряжения до 200 МПа на кромках лопаток и до 90 МПа в глубине межлопаточного канала. Доставка потока шариков вглубь канала стала возможной за счет низкой плотности газожидкостной среды, оказывающей поддержку продвижению потока микрошариков, в том числе в процессе экранирования от стенок канала.

Анализ эффективности предлагаемых решений показывает, что трудоемкость рассматриваемых технологических процессов может быть снижена на порядок при поддержании, а в ряде случаев — и при повышении заданного уровня качества рабочих поверхностей ответственных деталей и сборочных единиц.

По результатам исследований разработку или модернизацию указанных выше процессов и средств технологического оснащения для их реализации планируется проводить совместно с базовыми предприятиями индивидуально для каждого вида изделий с наиболее полным удовлетворением заданных технических требований на изготовление и эксплуатацию.

Основой этому будут служить более ранние конструкторско-технологические разработки с элементами САПР по сквозному профилированию проточной части охлаждаемых оболочек, турбонасосных агрегатов, автоматизированному расчету элементов пневмогидравлических схем энергетических установок, исследованию напряженно-деформированного состояния конструкций во взаимосвязи с технологическими параметрами изготовления (сварные, паяные соединения и т.д.) для авиационно-космической и других отраслей промышленности. Найдут применение и такие технологические приемы, как высокотемпературная газостатическая обработка заготовок, применение коррозионно-стойких и термозащитных композиционных покрытий, использование работоспособных в криогенных средах материалов и композиций, параллельная поагрегатная сборка с проведением независимых испытаний и регулировок, упрочнение проточной части на-

сосных агрегатов, высокочастотная балансировка роторов и т.д. [1, 7].

На настоящее время существующие заделы в области организации работ по разработке научно-технической продукции в виде нетрадиционных комбинированных технологий позволяют продолжить дальнейшие исследования, направленные на обеспечение производственной технологичности при сохранении требуемого качества и конкурентоспособности продукции как на внутреннем, так и внешнем рынках.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Сухочев Г.А.** Управление качеством изделий, работающих в экстремальных условиях при нестационарных воздействиях. Воронеж: ВГУ, 2003. 286 с.
2. **Сухочев Г.А.** Технологические методы повышения эксплуатационных показателей транспортных машин в экстремальных условиях // Техника машиностроения. 2005. № 3. С. 52—54.


3. **Родионов А.О., Сухочев Г.А., Силаев Д.В.** Процессы комбинированного воздействия при обработке узких каналов деталей гидрооборудования // Насосы. Турбины. Системы. 2014. № 4 (13). С. 49—56.

4. **Повышение** усталостной прочности поверхностей сложного профиля / Г.А. Сухочев, В.П. Смоленцев, Н.К. Мешков, В.А. Пожидаев // Наука производству. 1999. № 10. С. 47—48.

5. **Технологическое обеспечение** качества лопаточных деталей с использованием наукоемких нетрадиционных методов обработки / Г.А. Сухочев, А.В. Капустин, Е.Г. Смольяникова, Д.М. Небольсин // Насосы. Турбины. Системы. 2011. № 1. С. 34—42.

6. **Комбинированная обработка** узких каналов деталей высоконапорных систем подачи / А.О. Родионов, Г.А. Сухочев, Д.В. Силаев, В.Н. Сокольников // Обеспечение качества продукции на этапах конструкторской и технологической подготовки производства: межвуз. сб. науч. тр. Воронеж: ВГТУ, 2014. Вып. 14. С. 87—92.

7. **Сухочев Г.А., Сокольников В.Н., Коденцев С.Н.** Технологические аспекты балансировки высокооборотных роторов // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2016. № 2 (316). С. 99—105.



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>1,2</sup> Д.Н. Коротаев, <sup>1</sup> К.Н. Полещенко, <sup>2</sup> Е.Н. Еремин, <sup>1</sup> П.В. Орлов, <sup>3</sup> Г.А. Вершинин, <sup>4</sup> Е.Е. Тарасов  
(<sup>1</sup>Сибирский государственный автомобильно-дорожный университет, Омск,  
<sup>2</sup>Омский государственный технический университет,  
<sup>3</sup>Омский государственный университет имени Ф.М. Достоевского,  
<sup>4</sup>ФГУП "Федеральный научно-производственный центр "Прогресс", Омск)  
E-mail: weld\_techn@mail.ru

## Эффект дальнего действия при формировании наноструктурных топокомпозиатов под воздействием комбинированных ионно-плазменных потоков\*

Актуализирована тема исследования эффекта дальнего действия при формировании наноструктурных топокомпозиатов в условиях ионно-плазменного воздействия. Изучены особенности концентрационных зависимостей распределения элементов в приповерхностных слоях при формировании двухслойной системы "пленка—основа". Установлено, что в условиях реализации каскадного перекрестного эффекта на значительных глубинах в материале твердосплавной основы происходит образование локально-неоднородных областей, приводящих к повышению микротвердости материала. В рамках разработанной имитационной модели установлен и дифференцирован вклад в изменение концентрационных зависимостей температуры, различных механизмов диффузии и градиента давления, способствующих проявлению эффекта дальнего действия. На основе обобщения и анализа динамики конкурирующих процессов торможения—ускорения диффузии дано объяснение формированию упрочненных подслоев в твердосплавной основе топокомпозиатов и их роли в проявлении эффекта дальнего действия.

**Ключевые слова:** эффект дальнего действия, ионно-плазменное воздействие, наноструктурные топокомпозиаты, каскадный перекрестный эффект, система "пленка—основа", твердые сплавы, механизмы диффузии, массоперенос.

The topic of the study of the long-range effect in the formation of nanostructured topocomposites under conditions of ion-plasma exposure is updated. The features for the concentration dependences for the distribution of elements in the surface layers during the formation of two-layer film—base system are studied. It is established that under the conditions of the cascade crossover effect at significant depths, the formation of locally inhomogeneous regions occurs in the material of the carbide base, which leads to increase in the microhardness of the material. Within the framework of the developed simulation model, the contribution to the change in the concentration dependences of temperature, various diffusion mechanisms, and the pressure gradient contributing to the manifestation of the long-range effect is established and differentiated. Explanation of the formation of hardened sublayers in the carbide-based topocomposites and their role in the manifestation of the long-range effect is given based on generalization and analysis of the dynamics of competing processes of braking—accelerating diffusion.

**Keywords:** long-range effect, ion-plasma effect, nanostructured topocomposites, cascade crossover effect, film—base system, hard alloys, diffusion mechanisms, mass transfer.

### Введение

Фундаментальная и прикладная значимость эффекта дальнего действия (ЭД), наблюдаемого при

взаимодействии энергетических потоков с поверхностью твердых тел и заключающегося в изменении структуры и свойств твердых тел на глубинах, значительно превышающих область первичного выделения энергии [1—6], не теряет своей актуальности. Проявления ЭД связывают с увеличением плотности дефектов на глубинах, значительно превышающих пробег ионов, аномальной диффузией, изменением значений

\* Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках государственного задания, проект № 11.11760.2018/11.12.

микротвердости материала до нескольких сотен микрометров от поверхности.

К настоящему времени накоплен большой экспериментальный материал, свидетельствующий о проявлении эффекта дальнего действия при различных видах поверхностной обработки металлов и сплавов: ионно-лучевой, ионно-плазменной, лазерной и др. Однако обобщенная модель данного эффекта еще не разработана, а гипотезы предполагаемых механизмов ЭД продолжают обсуждаться исследователями.

Так, авторы [1] причину ЭД связывают с формированием гиперзвуковых волн при взаимодействии ускоренного иона с поверхностью из-за "микровзрыва", порождающего первичную высокочастотную акустическую волну. Распространяясь по материалу, первичная волна встречает на своем пути протяженные дефекты, вызывает их перестройку, которая сопровождается испусканием вторичных волн и т.д.

В работах [6–8] утверждается, что эффект дальнего действия связан с формированием развитой дислокационной структуры в приповерхностных слоях мишени и наблюдается в чистых металлах с низким пределом текучести, а также в деформированных сплавах с высоким уровнем пластичности. При этом основной причиной ЭД в имплантированных материалах являются, по мнению авторов, статические и динамические напряжения. Уровень статических напряжений в легируемом слое по расчетным оценкам может значительно превышать предел текучести облучаемого материала, что, по-видимому, и приводит к развитию пластической деформации глубинных слоев [8]. Вместе с тем при обсуждении целого ряда полученных результатов, исследователи отмечают другую причину, связанную с распространением в материале упругих волн и их взаимодействием с несовершенствами кристаллической решетки [9–11].

С позиций перколяционной модели ЭД интерпретируется как результат критического поведения аморфизированного (дефектного) слоя. Согласно положениям данной модели дефектный слой, расположенный на глубине максимально вероятного пробега ионов, представляет собой квазиплоское несплошное "облако" аморфизированных областей различных размеров. Затем, при критической дозе облучения, часть областей объединяется, и в кристалле возникает перколяционный кластер аморфизированного слоя, который и создает дальнее действующее поле механических напряжений. Модель позволяет объяснить наблюдаемые немонотонности в зависимостях свойств образца от дозы облу-

чения, а именно, при увеличении дозы происходит потеря связанности областей одной степени разупорядоченности с другими. В результате происходит их замена перколяционным кластером более разупорядоченных областей. Этот процесс при облучении происходит многократно, что вызывает колебание величины механических напряжений, проявляющейся в виде немонотонного изменения свойств облучаемого образца, в частности, микротвердости.

Рассмотренные выше интерпретации эффекта дальнего действия, как правило, не относятся к сложным системам, в то время как актуальными являются задачи получения многослойных, мультислойных и градиентных структур методами ионно-лучевой и ионно-плазменной обработки, в том числе, наноструктурных топокомполитов [12].

В настоящее время получение наноструктурных топокомполитов осуществляется посредством нескольких стадий ионно-плазменного воздействия, которое сопровождается фрагментацией и развитием высокодефектной структуры поверхностных слоев с формированием на их поверхности нанокластерных фрагментов [13]. Развиваемый в последнее время авторами подход, ориентированный на получение наноструктурных топокомполитных покрытий на основе каскадного перекрестного эффекта (КПЭ) [14], актуализирует задачу изучения ЭД.

Особый интерес представляет исследование процессов эволюции поверхностных структурно-фазовых состояний, возникающих в условиях КПЭ, состоящего в обработке материалов одновременно тремя потоками ионизированной плазмы под различными углами относительно поверхности образца. Его физическая сущность состоит в перекрытии каскадов при взаимодействии разнонаправленных потоков атомов, способствующих формированию термических пиков и передаче мишени термомеханических импульсов. Ранее было установлено [14], что в этом случае создаются условия для развития и перекрытия каскадов столкновений атомов, локализующихся в приповерхностном слое под действием термомеханических импульсов, инициирующих процессы диффузии и сегрегации в области межфазной границы. Было отмечено, что это приводит к образованию переходной области межфазной границы за счет взаимной диффузии элементов пленки и основы. Вместе с тем специального исследования зоны возможного влияния КПЭ не проводилось.

**Цель работы** — теоретическое и экспериментальное исследование процессов, определяющих зону влияния КПЭ и изучение механизмов

проявления эффекта дальнего действия в условиях КПЭ при формировании наноструктурных топокомпозигов.

### Методика проведения исследований

В качестве материала основы использовали твердые сплавы марки ВК8 системы WC—Co. Формирование наноструктурных композигов осуществляли на установке ННВ-6.6 с использованием трехкатодной системы [15]. Ионно-плазменное воздействие реализовывалось в несколько этапов. На первом этапе проводили очистку образцов в тлеющем разряде. На втором этапе наносили пленки состава Ti—Al—N толщиной 30 нм. Третий этап ионно-плазменной обработки проводили с использованием трех катодов, расположенных под различными углами относительно обрабатываемой поверхности. В процессе осаждения покрытия на подложку амплитуда импульсов напряжения составляла 5 кВ, длительность импульса 50...60 мкс, частота 15...25 кГц при постоянном отрицательном напряжении 1000 В.

Для реализации перекрестного эффекта на подложку подавали высоковольтные импульсы напряжения с амплитудой 20 кВ, длительностью 10...20 мкс и частотой 10...15 кГц при постоянном отрицательном напряжении 1000 В. Для получения кластеров многозарядных ионов в потоке использовали отражатель специальной конструкции, в качестве рабочего вещества — азот. Давление в камере составляло 0,0009 Па ( $7 \cdot 10^{-6}$  мм рт. ст.). Моделирование процессов формирования профиля внедренных атомов осуществляли с помощью компьютерной программы TRIM [16]. Профили рассчитывали на компьютере типа IBM-PC/AT путем обработки 10 000 траекторий. Начальную энергию падающих ионов задавали в интервале 35...60 кэВ. Определение концентрационных зависимостей в области межфазной границы проводили методом масс-спектрометрии вторичных ионов на масс-спектрометре SAJW-0.5 SIMS. Микротвердость и глубину внедрения индентора определяли при помощи микротвердомера ПМТ-3 с алмазной пирамидой Виккерса и наноиндентора "NANO G200".

### Результаты исследований и их обсуждение

Результаты моделирования ионно-индуцированных процессов в двухслойной системе для условий падения ионов по нормали к поверхности обрабатываемого материала приведены на рис. 1—3.

Полученные данные, согласно результатам моделирования, позволяют отметить, что при фор-

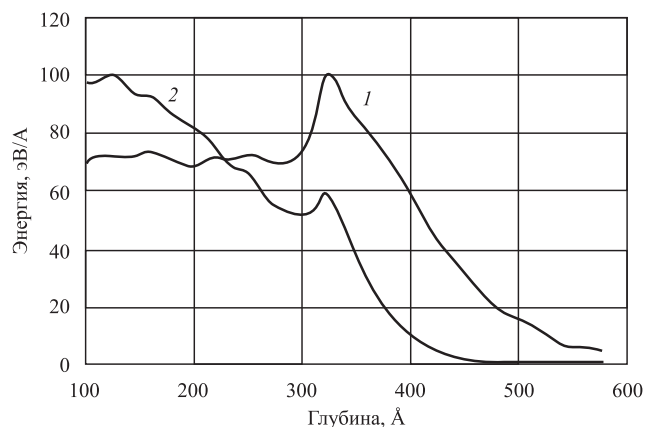


Рис. 1. Распределение поглощенной энергии в двухслойной системе "пленка—основа" при различных значениях энергии падающих ионов под углом  $\alpha = 90^\circ$ : 1 — 60 кэВ; 2 — 35 кэВ

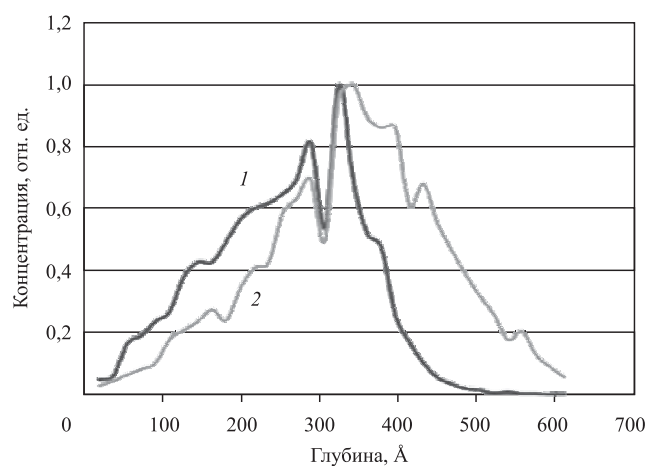


Рис. 2. Распределение титана по глубине двухслойной системы "пленка—основа" при различных значениях энергии падающих ионов под углом  $\alpha = 90^\circ$ : 1 — 35 кэВ; 2 — 60 кэВ

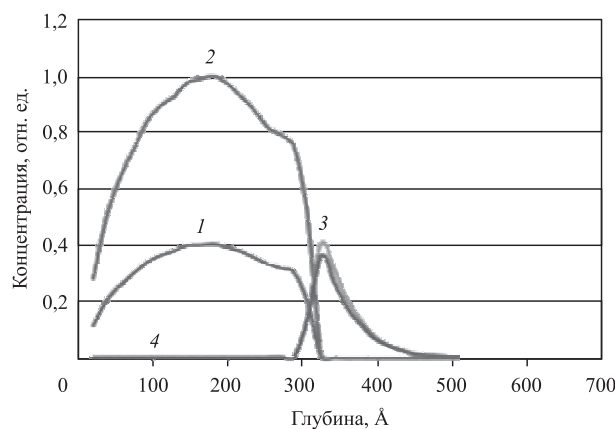
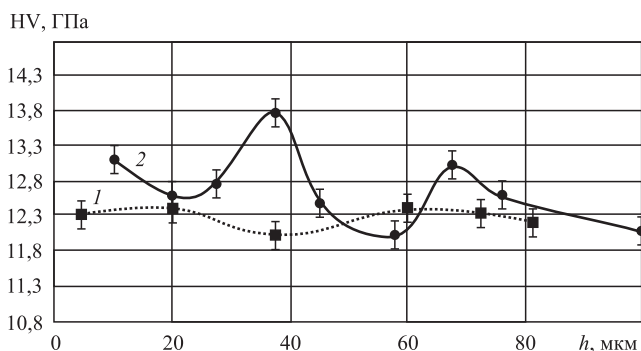


Рис. 3. Распределение элементов по глубине атомов отдачи в двухслойной системе "пленка—основа" при энергии падающих ионов титана  $E = 35$  кэВ под углом падения  $\alpha = 90^\circ$ : 1 — Al; 2 — Ti; 3 — W; 4 — C

мировании концентрационных профилей проявляется единая закономерность, заключающаяся в образовании выраженных максимумов для распределения падающих ионов, атомов отдачи и энергии, переданной налетающим ионом атомам отдачи на разных расстояниях от поверхности. При прочих равных задаваемых параметрах происходит качественное и количественное изменение характера распределения профиля, а именно: положение максимумов смещается вглубь с ростом энергии падающих ионов. Таким образом, внедряемая примесь и атомы отдачи вместе с приобретенной энергией, зависящей от режимов воздействия, неравномерно локализируются по глубине мишени.

Результаты модельного эксперимента согласуются с результатами исследования элементного состава приповерхностных слоев двухслойной системы, приведенными на рис. 4 (см. обложку). На концентрационных зависимостях распределения Ti и Al по глубине обнаруживаются максимумы, которые расположены на расстояниях от поверхности, многократно превышающих данные модельного эксперимента (см. рис. 4). Вместе с тем на экспериментальных зависимостях заметно проявление локальных концентрационных неоднородностей, усиливающихся по мере увеличения времени ионно-плазменной обработки (см. рис. 4, б), обусловленные, по-видимому, действием солитонобразных импульсов, сопровождающих высокоэнергетическое воздействие [8].

Результаты изменения микротвердости по глубине приведены на рис. 5. Видно, что они также отличаются немонотонным характером распределения с выраженными максимумами. Эти данные позволяют предположить, что в формирование указанных профилей распределения помимо ионно-лучевого перемешивания вносят вклад волновые механизмы массопереноса.



**Рис. 5.** Изменение микротвердости по глубине образца "пленка—основа" при ионно-плазменном воздействии в зависимости от времени обработки:

1 — 10 мин; 2 — 20 мин

Наблюдаемые проявления эффекта дальнего действия в двухслойной системе "пленка—основа" могут быть обусловлены структурной чувствительностью материала основы, при которой существенная роль в усиленном массопереносе принадлежит границам зерен [17]. Поскольку при ионно-плазменном воздействии конфигурация границ зерен и дислокаций изменяется, то вклад диффузии по протяженным дефектам может значительно возрасти.

Так как дефектная структура твердых тел значительно влияет на процессы массопереноса, наличие неоднородностей твердых сплавов, содержащих широкую гамму различных дефектов, может существенно изменять скорость, а иногда и направление межзеренной диффузии, развивающейся в полях упругих напряжений движущихся границ зерен при наличии атмосферы примесных атомов. Как было показано ранее [17], наблюдаемые неоднородности на концентрационных профилях при исследовании процессов диффузии примесных атомов по границам зерен могут быть связаны с тем, что "крупные" частицы вследствие упругого взаимодействия с границей тормозятся последней, а "мелкие" — ускоряются.

Динамика процессов торможения—ускорения процессов диффузии хорошо объясняется на основе известных математических моделей диффузии [18]. На начальном этапе ионно-плазменной обработки плотность протяженных дефектов невелика. Миграция границы зерен происходит в соответствии с кинетикой типа В. Диффузия атомов примеси происходит по малодефектному объему материала. Превалирующими механизмами диффузии являются объемная диффузия и диффузия по изолированным мигрирующим границам зерен [17], которые и определяют специфику профиля распределения примесных атомов. С увеличением продолжительности времени ионно-плазменной обработки возрастает плотность дефектов. При этом происходит перекрытие полей объемной диффузии из-за отдельных дислокаций и соседних границ зерен. В результате происходит смена преобладающего механизма диффузии: механизм "кинетика типа В" изменяется на механизм "кинетика типа А" [18].

В условиях ионно-плазменной обработки двухслойной системы с использованием КПЭ, способствующего интенсивному дефектообразованию и развитию диффузионных явлений, подобные процессы приобретают более выраженный характер и могут приводить к образованию кроме границы раздела "пленка—основа", еще и локальных границ, разделяющих области сжатия и растяжения на

микроуровне. Именно наличие указанных границ, по мнению авторов статьи, и приводит к наблюдающимся неоднородностям, расположенным на глубинах, значительно превосходящих расчетную глубину проникновения атомов примеси (см. рис. 4).

Для подтверждения высказанного предположения на основе имитационной модели массопереноса был проведен модельный эксперимент, состоящий в изучении влияния радиационно-стимулированного массопереноса температуры и градиента давления на характер распределения концентрационных зависимостей. В модели учет структурной неоднородности облучаемого материала реализован посредством варьирования коэффициента диффузии по глубине двухслойной системы "пленка—основа". При моделировании процессов многократных ионно-плазменных воздействий в импульсном режиме исходный профиль концентрации принят в качестве начального распределения. Этот фактор учитывался путем введения "подвижной" границы. Текущие значения координаты поверхности описывались выражением:

$$w = \int_0^t u_g(\tau) d\tau,$$

где  $w$  — подвижная координата границы;

$u_g(\tau)$  — скорость движения границы потока, соответствующей времени  $\tau$ .

На подвижной границе задавались значения концентрации в данной координате в предшествующий момент времени. Вклад температуры и градиента давления в изменение концентрационных профилей оценивался посредством варьирования шага по времени  $\tau$ , амплитуды волны  $P_0$ , периода возникновения импульса  $w_0$ , числа импульсов  $N$  и скорости  $u_g$  движения границы потока. Результаты модельного эксперимента приведены на рис. 6 (см. обложку).

Анализ представленных зависимостей позволяет отметить, что при прочих равных параметрах, но меньшем числе импульсов заметен вклад температуры (см. рис. 6, *a*), в то время как их увеличение в 3 раза приводит к кардинальному изменению характера распределения (см. рис. 6, *б*). Зависимости приобретают локально-волновой характер. Вклад температуры нивелируется, зато становится заметным вклад давления. Подобный характер концентрационных профилей в рамках существующих моделей эффекта дальнего действия объяснить не представляется возможным. Однако, судя по их характеру (см. рис. 6, *б*), процесс переноса активировался за счет дополнительных источников, формируемых в процессе ионно-плазменного воздействия с течением времени в условиях конкури-

рующих механизмов диффузии, вызванных изменяющимся характером структурной чувствительности материала основы — твердого сплава.

В первом приближении это обусловлено сменами механизмов зернограницной диффузии: происходит изменение "кинетики типа В" на "кинетику типа А", и наоборот [18]. С течением времени воздействия значительно увеличивается число субграниц. Следовательно, вклад механизма массопереноса, осуществляемого движущимися субграницами, существенно растет. Практически нивелируются релаксационные механизмы, по-видимому, из-за того, что в результате увеличения времени ионно-плазменного воздействия в условиях КПЭ образуются дополнительные границы, состоящие из упрочненных подслоев с высокой плотностью практически неподвижных протяженных дефектов, стабилизированных примесными атомами.

В пользу этого утверждения свидетельствуют наблюдаемые на рис. 6, *б* резкие снижения и последующие скачки условных значений параметра давления в достаточно узком диапазоне. Таким образом, с одной стороны, при определенных режимах реализации КПЭ, определяемых, главным образом, при прочих равных параметрах воздействия временем обработки, происходит формирование непреодолимых барьеров в результате взаимодействия атомов примеси и формируемых при облучении дефектов. С другой стороны, при превышении некоторого порогового значения концентрации дефектов, зависящего от времени воздействия, указанные слои начинают выполнять функции дополнительных протяженных источников дефектов, "инжектируемых" в глубинные слои.

Вероятнее всего, процесс "инжектирования" реализуется с участием двух механизмов: механизма Кoble, не связанного непосредственно со смещением дислокаций вдоль межзеренных границ, и механизма Холла—Петча, характерного для слоев структурными (в виде границ зерен, фаз и т.п.) барьерами. Подтверждением этому могут служить результаты теоретического исследования, проведенного в работе [18], согласно которым переползание зернограницных дислокаций в период релаксации существенно ускоряет диффузионные процессы. При этом изменение среднего коэффициента диффузии может возрасти на 4—5 порядков.

## Заключение

Установлено, что воздействие комбинированных ионно-плазменных потоков интенсифицирует явления диффузионного массопереноса, в том числе атомов отдачи, в результате которых обна-

руживается проникновение примесных атомов на глубины, значительно превышающие расчетные значения. Кроме того, в твердосплавной основе зафиксировано повышение микротвердости, распределение значений которой отличается немонотонным характером и наличием чередующихся максимумов и минимумов.

Показано, что формирование упрочненных слоев, расположенных на значительных глубинах, обусловлены спецификой структурно-фазового строения твердосплавной основы, изменяющейся в результате смены механизмов диффузионной кинетики. При превышении некоторого порогового значения концентрации дефектов, зависящего от времени воздействия, указанные слои могут служить в качестве дополнительных протяженных источников дефектов, "инжектируемых" в глубину.

Обнаруженные проявления эффекта дальнего действия в перспективе позволят получать новые типы наноструктурных топокомпозитов с градиентно-многослойным строением.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ударно-акустические эффекты в кристаллах при ионном облучении / П.В. Павлов, Ю.А. Семин, В.Д. Скупов, Д.И. Тетельбаум // Физика тонких пленок. 1986. Т. 20. Вып. 3. С. 503—507.
2. Овчинников В.В. Радиационно-динамические эффекты. Возможности формирования уникальных структурных состояний и свойств конденсированных сред // Успехи физических наук. 2008. Т. 178. № 9. С. 991—1001.
3. Берг Н.А., Сошников И.П., Степанова М.Г. Эффект структурного дальнего действия в арсениде галлия при ионной бомбардировке // Физика твердого тела. 1998. Т. 40. № 3. С. 438—440.
4. Тетельбаум Д.И., Баянкин В.Я. Эффект дальнего действия // Природа. 2005. № 4. С. 9—17.
5. Шаркеев Ю.П., Диденко А.Н., Козлов Э.В. Дислокационные структуры и упрочнение ионно-имплантированных металлов и сплавов // Известия вузов. Физика. 1994. Т. 37. № 5. С. 92—108.
6. Козьма А.А., Мылихин С.В., Соболев О.В. и др. Эффект дальнего действия при облучении поверхности // Физика металлов и материаловедение. 1991. № 7. С. 168—175.
7. Павлов П.В., Тетельбаум Д.И., Курильчик Е.В. Эффект дальнего действия при ионном облучении металлических фольг // Металлы. 1993. № 3. С. 78—83.
8. Эффекты дальнего действия в ионно-имплантированных металлических материалах / А.Н. Диденко, Ю.П. Шаркеев, Э.В. Козлов, А.И. Рябчиков. Томск: Изд-во НТЛ, 2004. 328 с.
9. Пивоваров А.Л. Эффект дальнего действия при облучении металлов ионно-плазменными потоками // Металлофизика и новейшие технологии. 1994. Т. 16. № 12. С. 3—17.
10. Имитационная модель синергетических процессов в динамических дисперсных системах. Э-критерий / А.М. Асланов, М.Б. Беккер, В.Н. Выровой, А.Н. Гергега // Журнал технической физики. 2010. Т. 80. Вып. 1. С. 148—151.
11. Юров В.М., Гученко С.А., Лауринас В.Ч. и др. Автоволновые процессы и самоорганизация структур при формировании ионно-плазменных покрытий // Известия вузов. Физика. 2015. Т. 58. № 9/3. С. 164—168.
12. Korotaev D.N., Tarasov E.E., Poleschenko K.N. et al. Formation of wear resistant nanostructural topocomposite coatings on metal materials by ionic-plasma processing // J. Phys.: Conf. Ser. 2018. Vol. 1050. P. 1—6.
13. Grinberg P.B., Poleshchenko K.N., Korotaev D.N. et al. Receiving nanostructural topocomposite coatings in terms of the cascade cross effect // J. Phys.: Conf. Ser. 2019. Vol. 1210. P. 1—8.
14. Гринберг П.Б., Поleshchenko K.N., Коротаев Д.Н. и др. Получение наноструктурных топокомпозиционных покрытий на основе каскадного перекрестного эффекта // Динамика систем, механизмов и машин. 2018. Т. 6. № 2. С. 171—177.
15. Метод получения наноструктурированных топокомпозитов для повышения несущей способности конструктивных элементов энергооборудования / П.Б. Гринберг, К.Н. Поleshchenko, В.Н. Горюнов, Е.Е. Тарасов // Вестник Омского университета. 2012. № 2. С. 253—258.
16. Ziegler J.F., Ziegler M.D., Biersack J.P. SRIM — The stopping and range of ions in matter // Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B. 2010. Vol. 268. P. 1818—1823.
17. Vershinin G.A., Poleshchenko K.N., Povoroznyuk S.N. et al. Mass transfer in heterogeneous materials under irradiation with high-intensity beams of charged particles // Surface Investigation. 2001. Vol. 16. P. 761—767.
18. Овидько И.А., Рейзис А.Б. Переползание зернограницных дислокаций и диффузия в нанокристаллических твердых телах // Физика твердого тела. 2001. Т. 43. Вып. 1. С. 35—38.

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 Конова Е.В. Корректор Сажина Л.И.

Сдано в набор 05.02.2019 г. Подписано в печать 09.04.2020 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 солшшз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: www.aov.ru