

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 16  
2020  
№ 2 (182)  
февраль

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, Dr. Ing., prof.

Мариан СЧЕРЕК, Dr. Ing., prof.

Войтек ХОМИК, Dr. Ing., prof.

**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

- Еремин Е.Н., Лосев А.С., Пономарев И.А., Бородихин С.А. Структура, свойства и фазовый состав металла покрытий, полученных наплавкой порошковой проволокой Г7МЗС2АФТЮ ..... 51
- Сухоруков С.И., Хрульков В.Н. Обеспечение упрочнения сварных швов авиационных трубопроводов ..... 57
- Федорова М.О., Ильинкова Т.А., Балдаев Л.Х., Балдаев С.Л. Износостойкие твердосмазывающиеся покрытия в газотурбинных двигателях ..... 64

### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

- Блюменштейн В.Ю., Митрофанова К.С. Исследование влияния технологических факторов процесса поверхностного пластического деформирования сложнопрофильным инструментом на качество поверхностного слоя ..... 68
- Тамаркин М.А., Тищенко Э.Э., Сосницкая Т.С., Рожненко О.А. Проектирование технологических процессов обработки шарико-стержневым упрочнителем с учетом обеспечения их надежности ..... 74

### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Харламов Ю.А. Технологические системы получения газотермических покрытий ..... 78

### ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

- Панков В.П., Ковалев В.Д. Исследование диффузионных покрытий, нанесенных методом хромоалитирования в вакууме ..... 85

### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУР

- Ляховицкий М.М., Рощупкин В.В., Покрасин М.А., Минина Н.А. Размерные эффекты при непрерывном наноиндентировании ..... 93

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  
№ 2 (182)  
February

Since 2005, January

**Editor-in-Chief**

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

**Chair of Editorial Council**

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

**Editorial Assistant**

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

**Chairman Assistants:**

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

**Editorial council:**

Yu.P. ANKUDIMOV  
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

- Eremin E.N., Losev A.S., Ponomarev I.A., Borodikhin S.A.** Structure, properties and phase composition of coatings metal obtained by flux-cored G7M3S2AFTYu wire surfacing ..... 51
- Sukhorukov S.I., Khrul'kov V.N.** Ensuring of welds hardening of aircraft pipe-lines ..... 57
- Fedorova M.O., Il'inkova T.A., Baldaev L.Kh., Baldaev S.L.** Wear-resistant solid lubricant coatings in gas turbine engines ..... 64

### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

- Blyumenshtein V.Yu., Mitrofanova K.S.** Study on effect of technological factors of surface plastic deformation process by complex-profile tool on quality of surface layer ..... 68
- Tamarkin M.A., Tishchenko E.E., Sosnitskaya T.S., Rozhnenko O.A.** Design of manufacturing methods for processing of ball-rod hardener taking into account their reliability ..... 74

### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Kharlamov Yu.A.** Technological systems for thermal spray coatings production ..... 78

### CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

- Pankov V.P., Kovalev V.D.** Study of diffusion coatings applied by chrome aluminizing vacuum method ..... 85

### MATERIAL SCIENCE OF NANOSTRUCTURES

- Lyakhovitsky M.M., Roshchupkin V.V., Pokrasin M.A., Minina N.A.** Size effects in continuous nanoindentation ..... 93

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



УДК 621.791.927.5

Е.Н. Еремин, А.С. Лосев, И.А. Пономарев, С.А. Бородихин  
(Омский государственный технический университет)  
E-mail: weld\_techn@mail.ru

## Структура, свойства и фазовый состав металла покрытий, полученных наплавкой порошковой проволокой Г7М3С2АФТЮ\*

Изучены структура, дюрометрические свойства и фазовый состав металла покрытия Г7М3С2АФТЮ, полученного наплавкой порошковой проволокой. Показано, что основой матрицы металла после наплавки является массивный феррит. Твердость металла достигает 20 HRC, а микротвердость упрочняющих фаз составляет 814...1093 HV. Установлено, что механизм упрочнения металла покрытия в результате наплавки обусловлен выделением частиц соединений большей частью  $TiC_{0,51}N_{0,12}$ , VC,  $(TiV_{99})_{0,02}$ ,  $(Mo_9Si_5V_6)_{0,4}$  и  $Fe_3N_{1,22}$ . Дюрометрические свойства металла покрытия с ферритной структурой, обусловленные нитридно-карбидно-интерметаллидными соединениями титана, ванадия, молибдена, кремния и железа, позволяют рекомендовать порошковую проволоку, созданную на его основе, для упрочнения наплавкой деталей из углеродистых сталей.

**Ключевые слова:** ферритная сталь, дисперсное упрочнение, структура, дюрометрические свойства, фазовый состав.

*The structure, durometric properties and phase composition of the G7M3S2AFTYu coating metal deposited by flux-cored wire are studied. It is shown that the basis of the metal matrix after surfacing is massive ferrite. The hardness of the metal reaches 20 HRC, and the microhardness of the hardening phases is 814...1093 HV. It is established that the hardening mechanism of the coating metal as result of surfacing is caused by the release of particles of compounds for the most part  $TiC_{0,51}N_{0,12}$ , VC,  $(TiV_{99})_{0,02}$ ,  $(Mo_9Si_5V_6)_{0,4}$  and  $Fe_3N_{1,22}$ . The durometric properties of the coating metal with ferritic structure due to the nitride-carbide-intermetallic compounds of titanium, vanadium, molybdenum, silicon and iron make it possible to recommend the flux-cored wire created on its basis for hardening of parts made of carbon steels.*

**Keywords:** ferritic steel, dispersed hardening, structure, durometric properties, phase composition.

### Введение

Одна из наиболее распространенных технологий восстановления и поверхностного упрочнения деталей машин — нанесение защитных покрытий дуговой наплавкой порошковой проволокой. Это объясняется достаточно простой адаптацией их химического состава к составу и свойствам наплавленных деталей, высокой стабильностью горения дуги, относительно небольшим разбрызгиванием электродного металла с хорошим формированием наплавленных слоев [1].

Достаточно широкое применение для наплавки нашли порошковые проволоки, обеспечивающие получение в покрытиях сталей мартенситного

класса [2]. Износостойкость металла покрытий, наплавленных такими порошковыми проволоками, обеспечивается наличием мартенситной структуры, упрочненной большей частью карбидными включениями. Для обеспечения существенного количества таких включений в наплавленном металле значительно увеличивается концентрация углерода в шихте порошковой проволоки. В результате наплавленный металл имеет высокую твердость, что делает невозможным его обработку режущим инструментом и повышает склонность к трещинообразованию. В связи с этим требуется проведение отжига для снижения твердости металла, обеспечивающего обработку резанием, и последующую закалку и отпуск для восстановления повышенной твердости. Кроме того, при наплавке такой порошковой проволокой деталей из сталей, содержащих 0,3...0,5 % углерода, происходит переход углерода из основного металла в сварочную ванну, что

\* Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 17-19-01224).

обуславливает еще большую склонность наплавленного металла к образованию трещин и не позволяет существенно повысить износостойкость таких деталей. Для предупреждения их образования требуется нанесение промежуточного слоя, предварительный и сопутствующий подогрев, в противном случае, на поверхности наплавленного металла также часто возникают трещины [3].

Поэтому при выборе составов наплавочных сталей помимо их износостойкости предусматривается возможность наплавки без предварительного и сопутствующего подогрева, особенно при нанесении покрытий на детали из ограниченно сваривающихся высокопрочных сталей.

Вместе с тем имеется группа деталей, работающих в условиях трения металла о металл, где требуется повышенная износостойкость при относительно невысоких значениях твердости. К таковым можно отнести, например посадочные поверхности различных валов.

Для наплавки таких деталей можно использовать стали ферритного класса, не склонные к образованию трещин, характеризующиеся сравнительно низкой стоимостью и способностью работать в условиях умеренного износа.

В этом отношении перспективно использование экономнолегированных сталей системы Fe—Mn [4, 5]. Такие стали с содержанием марганца менее 10 %, легированные небольшим количеством молибдена, кремния и титана, могут иметь ферритную структуру и обеспечивать выполнение приведенных выше требований. Такая композиция используется в безникелевых марганцовистых сталях, содержащих 3...11 % Mn; 0,4...3,4 % Mo; 1,5...2,0 % Si; 0,6...1,2 % Ti [6].

Дополнительного упрочнения таких сталей можно достичь их легированием азотом совместно с ванадием [7—9]. Азот улучшает способность к деформационному упрочнению, существенно увеличивает износостойкость стали и ее способность сопротивляться распространению трещин [10—12]. Ванадий, подобно молибдену, в твердых растворах железа способствует упрочнению за счет выделения частиц фазы Лавеса. Особенно ванадий эффективен в сталях с нитридным и интерметаллидным упрочнением [7, 9]. Количество, размер и распределение соединений ванадия и

титана с азотом (карбонитридов и нитридов) будет одним из решающих факторов, определяющих свойства таких сталей. В состав шихты целесообразно ввести также алюминий в количестве 0,8...1,2 %. Он обеспечивает раскисление и модифицирование сварочной ванны, предотвращает выгорание основных легирующих элементов в процессе наплавки за счет активного взаимодействия с кислородом и позволяет обеспечить высокие сварочно-технологические свойства порошковой проволоки, хорошую растекаемость, отсутствие пористости и чешуйчатости наплавленного металла [13].

Исходя из вышеизложенного, одной из перспективных композиций подобного типа является сталь Г7М3С2АФТЮ, состав которой может обеспечить ферритную структуру наплавленного металла. Вместе с тем такая композиция состава обуславливает комплексное упрочнение стали за счет образования не только интерметаллидов, но и нитридов. В этой связи особый интерес представляет знание особенностей фазово-структурных трансформаций в стали, определяющих ее износостойкость. Однако исследования в этом направлении для такой стали ферритного класса не ведутся.

**Цель работы** — исследование структуры, дюрометрических свойств и фазового состава стали системы Fe—Mn—Mo—Si—V—Ti—Al—N.

### Материалы и методика исследований

Объектом исследований являлся металл покрытия, наплавленного порошковой проволокой на основе стали Г7М3С2АФТЮ. Для обеспечения необходимого содержания азота в стали в состав порошковой проволоки был введен азотированный марганец Mn(N) марки Mn92Н6 по ГОСТ 6008—90. В качестве оболочки использовали стальную ленту марки 08кп размерами 15×0,5 мм по ГОСТ 503—81. Коэффициент заполнения такой порошковой проволоки составляет 45,3 %. Расчетный состав экспериментальной порошковой проволоки приведен в табл. 1.

Образцы для проведения исследований получали наплавкой без подогрева валиков на пластины из углеродистой стали 45 размерами 200×50×10 мм экспериментальной порошковой проволокой диа-

Таблица 1

Расчетный состав, %, экспериментальной порошковой проволоки

Mn	Mn(N)	Mo	FeSi	FeV	FeTi	FeAl	Na <sub>2</sub> SiF <sub>6</sub>	Fe	Fe — лента
4,0	3,5	3,5	3,6	3,0	5,2	1,8	0,3	20,4	Остальное

метром 2,4 мм в три слоя. Наплавку осуществляли в аргоне на режимах: сила тока 230 А; напряжение 24 В; скорость наплавки 20 м/ч. Металл для исследований вырезали из верхней части наплавленного валика.

Металлографические исследования наплавленного металла проводили на оптическом микроскопе AXIO Observer A1m (Carl Zeiss). Микроструктуру выявляли химическим травлением в реактиве состава:  $\text{CuSO}_4$  — 4 г;  $\text{HCl}$  — 20 мл;  $\text{H}_2\text{O}$  — 20 мл.

ДюрOMETрические исследования выполняли на образцах металла после наплавки. Твердость наплавленного металла измеряли по методу Роквелла на приборе ТК-2. Микротвердость структурных составляющих наплавленного металла определяли по методу Виккерса на микротвердомере Shimadzu HMV-2 при нагрузках 0,098 и 0,490 Н (10 и 50 гс).

Содержание углерода в исследуемом металле определяли методом инфракрасной спектроскопии путем сжигания пробы при температуре 1350 °С в атмосфере кислорода с использованием анализатора МЕТАВАК-CS30. Содержание азота в исследуемом металле определяли методом плавения пробы при температуре 2500 °С в атмосфере гелия с использованием анализатора МЕТАВАК-АК.

Рентгенофазовый анализ выполняли на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000. Съёмки осуществляли в фильтрованном  $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении с режимом работы рентгеновской трубки 40 кВ и 40 мА. Образцы были сняты при комнатной температуре в интервале брэгговских углов дифракции  $2\theta = 20...130^\circ$ . Скорость сканирования — 0,2 °/мин для обзорных съёмок, шаг перемещения сцинтилляционного детектора — 0,05° и экспозиция в точке — до 15 с для прецизионных исследований в заданных интервалах углов брэгговской дифракции. Средняя фиксируемая детектором длина волны излучения  $\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$ . Для обработки и анализа дифракционных спектров применяли пакет программ Match! версии 3.7.0.124.

Растровую электронную микроскопию (РЭМ) проводили на микроскопе JCM-5700 JEOL с энергодисперсионным спектрометром JED-2300. Образцы для РЭМ изготавливали в виде пластин размерами 30×15×5 мм. Просвечивающую электронную микроскопию (ПЭМ) проводили на микроскопе HT-7700 Hitachi с энергодисперсионным спектрометром X-Flash 6T/60 Bruker. Образцы для ПЭМ изготавливали на установке фокусируемого ионного пучка, для чего из пластинки наплавленного металла размерами 5×5 мм, толщиной 0,75 мм вырезали ламели размерами 6×9 мкм и толщиной порядка 60 нм.

## Результаты исследований и их обсуждение

Технологические испытания новой порошковой проволоки показали, что в процессе наплавки обеспечивается устойчивое горение дуги, хорошее формирование валика наплавленного металла. Исследования микроструктуры металла покрытия, полученного наплавкой порошковой проволокой выше приведенного состава без подогрева на сталь с содержанием углерода 0,48 %, показали отсутствие трещин как в зоне сплавления, так и в слоях наплавленного металла.

Проведенный химический анализ показал, что исследуемый металл покрытия, полученный наплавкой экспериментальной порошковой проволокой, содержит 0,074 % углерода; 0,082 % азота и 0,016 % серы.

Установлено, что твердость такого металла находится в пределах 18...20 HRC.

Результаты исследования микротвердости структурных составляющих металла покрытия, микроструктура которого приведена на рис. 1, сведены в табл. 2.

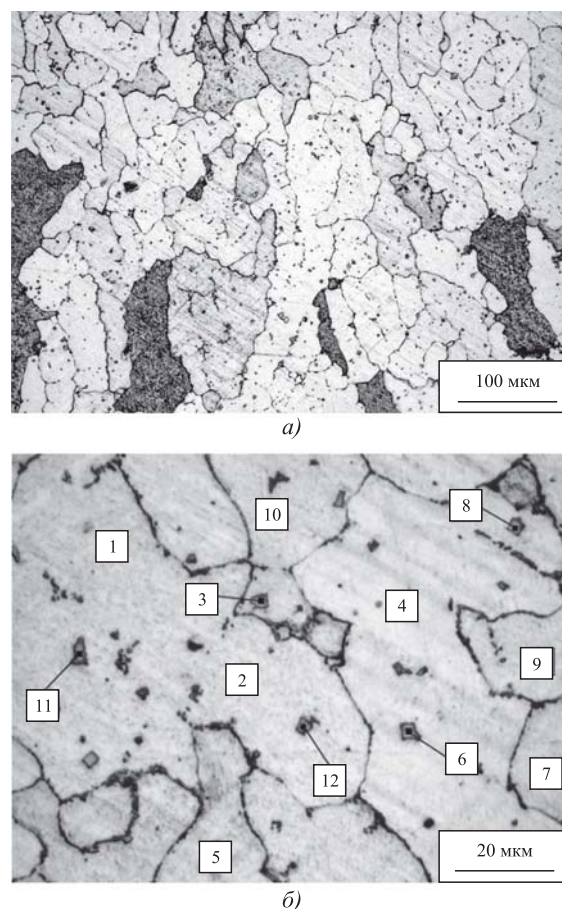


Рис. 1. Микроструктура (а) и области замеров микротвердости структурных составляющих (б) исследуемого металла покрытия

Таблица 2

Микротвердость HV 0,01 и HV 0,05 структурных составляющих исследуемого металла покрытия

Номер укола	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Микротвердость HV	270	308	814	287	293	1093	315	874	322	323	1021	963
Примечание. HV 0,01 для номеров уколов 3, 6, 8, 11, 12; HV 0,05 — 1, 2, 4, 5, 7, 9, 10.												

Как видно, металл после наплавки имеет структуру массивного феррита с большим количеством частиц различной формы и размеров. Микротвердость ферритной матрицы стали составляет 270...323 HV, а частиц — 814...1093 HV.

Результаты рентгеноструктурного фазового анализа металла данного покрытия приведены на рис. 2, результаты расшифровки дифрактограммы металла — в табл. 3.

Установлено, что основой матрицы исследуемого металла является  $\alpha$ -Fe. Структура включает девять видов соединений фазовых составляющих. В структуре присутствуют частицы нитридов, в основном это карбонитрид  $TiC_{0,51}N_{0,12}$ , в меньшей степени TiN и  $Fe_3N_{1,22}$ , карбидов в основном VC и незначительно  $Ti_3SiC_2$ , интерметаллидов в основном  $(TiV_{99})_{0,02}$ ,  $(Mo_9Si_5V_6)_{0,4}$ ,  $Fe_{0,91}Si_{0,09}$  и незначительно  $Fe_3Si$ .

Общий вид характерного участка структуры такого металла, полученный растровой электронной микроскопией, приведен на рис. 3; химический состав сканированных областей по основным легирующим элементам — в табл. 4.

Анализ полученных результатов подтверждает наличие в металле ферритной структуры (точки 5, 6, 8, 9). Концентрация химических элементов в этих местах соответствует стали Г7МЗС2АФТЮ, %: 6,74...7,58 Mn; 2,74...3,63 Mo; 1,32...1,9 Si; 1,24...1,31 V; 0,25...0,43 Ti; 0,31...0,55 Al.

Внутри ферритной матрицы наблюдаются выделения частиц с высокой концентрацией углерода и титана (точки 1, 4), по-видимому, карбонитриды титана. В ряде частиц дополнительно находятся еще молибден, ванадий и кремний (точки 2, 3), по-видимому, соединения  $(Mo_9Si_5V_6)_{0,4}$ , VC,  $Ti_3SiC_2$  и  $Fe_3Si$ . По границам зерен отмечены выделения

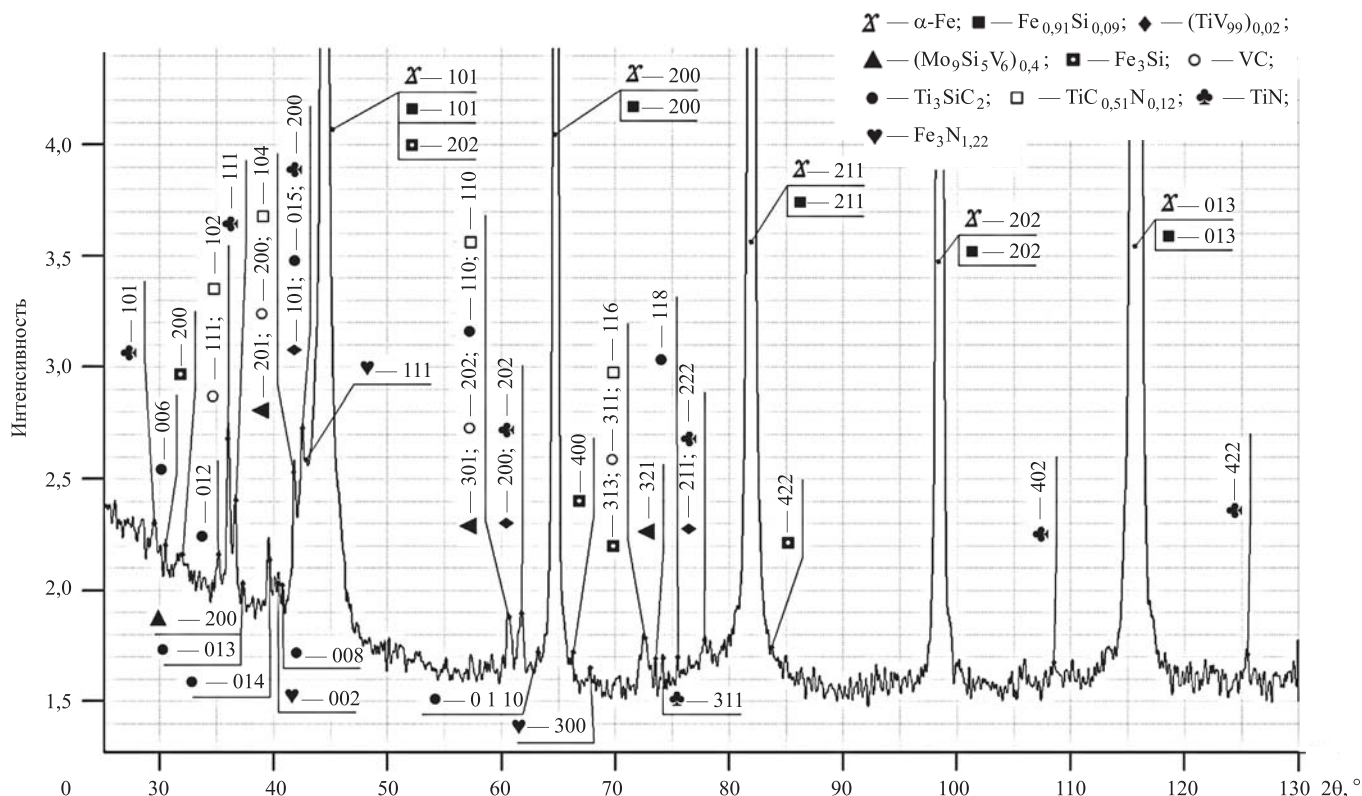


Рис. 2. Дифрактограмма исследуемого металла покрытия

Расшифровка дифрактограммы исследуемого металла покрытия

Номер точки	Обозначение фазы и номер карточки		Интенсивность пиков	Тип решетки	Параметры решетки, Å	
					табличные	расчетные
1	α-Fe	Fe (96-901-3475)	О.С.	Кубическая	a = 2,8780	a = 2,87830 ± 0,00024
2		Fe <sub>0,95</sub> Mn <sub>0,05</sub> (96-152-3953)			a = 2,8708	
3	TiC <sub>0,51</sub> N <sub>0,12</sub> (96-153-5362)		С.	Гексагональная	a = 3,0570 c = 14,8950	a = 3,05759 ± 0,00056 c = 14,91963 ± 0,00534
4	Fe <sub>0,91</sub> Si <sub>0,09</sub> (96-900-6622)		Ср.	Кубическая	a = 2,8492	a = 2,85096 ± 0,00033
5	(TiV <sub>99</sub> ) <sub>0,02</sub> (96-154-0339)				a = 3,0030	a = 3,00352 ± 0,00027
6	(Mo <sub>9</sub> Si <sub>5</sub> V <sub>6</sub> ) <sub>0,4</sub> (96-153-8782)				a = 4,8210	a = 4,82009 ± 0,00064
7	VC (96-101-1322)				a = 4,3000	a = 4,30749 ± 0,00056
8	TiN (96-110-0036)				a = 4,2440	a = 4,24614 ± 0,00052
9	Ti <sub>3</sub> SiC <sub>2</sub> (96-900-9648)		Сл.	Гексагональная	a = 3,0575 c = 17,6235	a = 3,05964 ± 0,00063 c = 17,63560 ± 0,00365
10	Fe <sub>3</sub> Si (96-901-5111)			Кубическая	a = 5,6550	a = 5,65617 ± 0,00121
11	Fe <sub>3</sub> N <sub>1,22</sub> (96-152-5742)		О.Сл.	Гексагональная	a = 4,7715 c = 4,4311	a = 4,77553 ± 0,00087 c = 4,42291 ± 0,00089

Обозначения: О.С. — очень сильная; С. — сильная; Ср. — средняя; Сл. — слабая; О.Сл. — очень слабая.

с высокой концентрацией азота и титана (точка 10) и углерода, азота, титана (точки 7, 11), по-видимому, карбонитрид титана, нитриды титана и железа.

Общий вид тонкой структуры металла исследуемого покрытия, полученный просвечивающей электронной микроскопией, представлен на рис. 4.

Анализ структуры и микродифракций с его участков показывают наличие крупных выделе-

ний округлой формы, вытянутых до 1000 нм частиц VC, и округлых эллипсовидных выделений длиной до 500 нм частиц (TiV<sub>99</sub>)<sub>0,02</sub>. По границам раздела отмечено значительное количество нитевидных прожилок выделений (Mo<sub>9</sub>Si<sub>5</sub>V<sub>6</sub>)<sub>0,4</sub>, достигающих в длине нескольких сотен нанометров.

Таблица 4

Химический состав, %, сканированных областей исследуемого металла покрытия

Номер точки	C	N	Ti	V	Mn	Fe	Al	Si	Mo
1	15,79	0	21,15	1,94	4,01	51,23	0,44	1,05	4,39
2	22,42	0	38,53	4,34	1,61	16,96	0	0,37	15,77
3	18,39	0	16,54	3,28	4,25	44,56	0,26	0,77	11,95
4	14,77	0	24,41	2,38	1,46	49,91	0,19	0,54	6,34
5	0	0	0,43	1,30	6,79	85,75	0,42	1,68	3,63
6	0	0	0,31	1,24	7,34	86,5	0,55	1,32	2,74
7	11,00	0	3,14	1,29	5,96	73,02	0,74	1,59	3,26
8	0	0	0,25	1,26	6,74	87,04	0,33	1,61	2,77
9	0	0	0,43	1,31	7,58	85,23	0,31	1,90	3,24
10	0	20,00	46,71	2,45	2,39	25,69	0,29	0,40	2,07
11	17,48	18,11	39,77	2,65	1,55	12,78	1,60	0,24	5,82

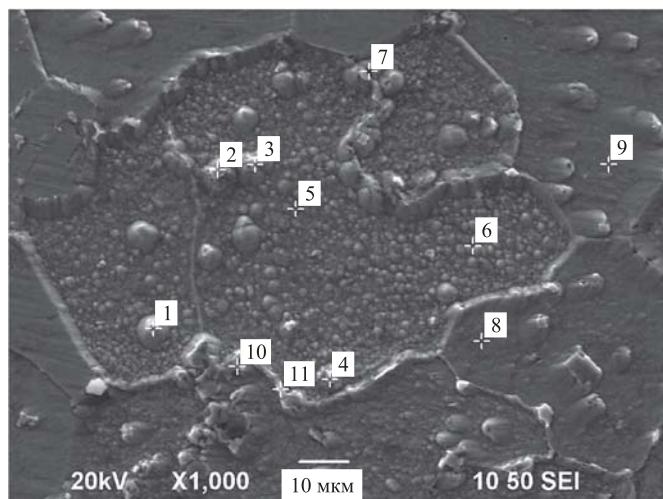


Рис. 3. Участок структуры исследуемого металла покрытия, полученный растровой электронной микроскопией с расположением областей сканирования в точках

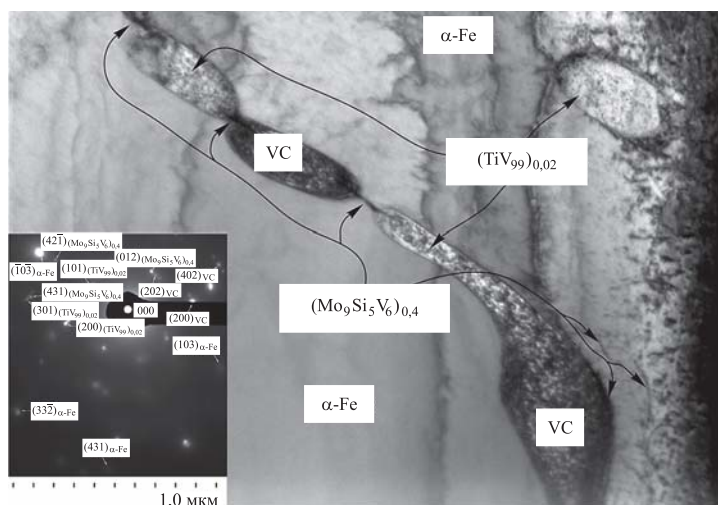


Рис. 4. Характерный участок тонкой структуры исследуемого металла покрытия

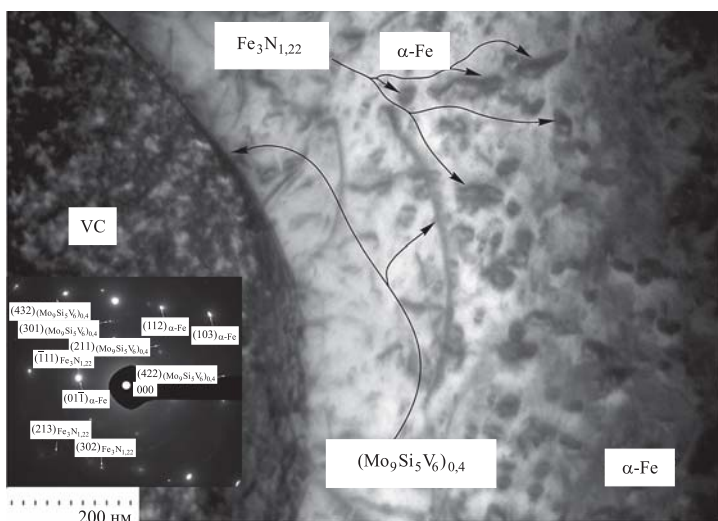


Рис. 5. Основные выделения в матрице исследуемого металла покрытия

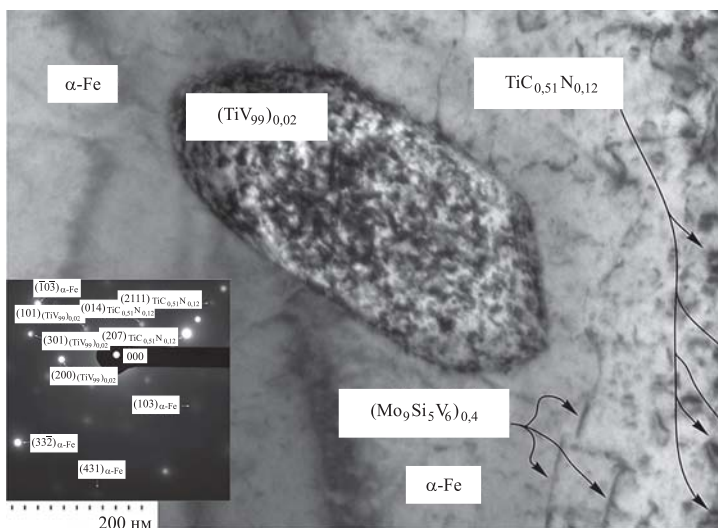


Рис. 6. Выделения на стыке границ  $\alpha$ -Fe в исследуемом металле покрытия

При больших увеличениях видно, что в матрице вокруг частиц VC, кроме прожилков  $(\text{Mo}_9\text{Si}_5\text{V}_6)_{0,4}$ , имеется большое количество частиц  $\text{Fe}_3\text{N}_{1,22}$  размерами в десятки нанометров (рис. 5). По границам зерна наблюдаются многочисленные выделения частиц  $\text{TiC}_{0,51}\text{N}_{0,12}$  наноразмерного уровня (рис. 6).

Полученные результаты показывают, что особенностью структуры металла покрытия Г7МЗС2АФТЮ является образование доминирующих в ферритной матрице соединений карбонитридов титана, карбидов ванадия, нитридов железа и интерметаллидов титана, ванадия, молибдена и кремния.

### Выводы

1. Наплавленный металл покрытия Г7МЗС2АФТЮ имеет ферритную структуру, не склонную к образованию трещин.
2. Фазовый состав металла покрытия Г7МЗС2АФТЮ определяют главным образом соединения  $\text{TiC}_{0,51}\text{N}_{0,12}$ , VC,  $(\text{TiV}_{99})_{0,02}$ ,  $(\text{Mo}_9\text{Si}_5\text{V}_6)_{0,4}$  и  $\text{Fe}_3\text{N}_{1,22}$ , образовавшиеся в результате наплавки.
3. ДюрOMETрические свойства металла покрытия Г7МЗС2АФТЮ с ферритной структурой, обусловленные нитридно-карбидно-интерметаллидными соединениями титана, ванадия, молибдена, кремния и железа, позволяют рекомендовать порошковую проволоку соответствующего состава для упрочнения наплавкой деталей из углеродистых сталей.

*Авторы выражают благодарность Красноярскому региональному центру коллективного пользования ФИЦ КИЦ СО РАН за помощь в проведении электронно-микроскопических исследований образцов.*

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Исследования** и разработки ИЭС им. Е.О. Патона в области электродуговой сварки и наплавки порошковой проволокой (Обзор) / И.К. Походня, В.Н. Шлепаков, С.Ю. Максимов, И.А. Рябцев // Автоматическая сварка. 2010. № 12. С. 34–42.
2. **Малинов Л.С., Малинов В.Л.** Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки. Мариуполь: Рената, 2009. 568 с.
3. **Коротков В.А.** Методы повышения эффективности наплавки // Вестник машиностроения. 2017. № 5. С. 72–74.



4. **Сильман Г.И.** Сплавы системы Fe—C—Mn. Часть 4. Особенности структурообразования в марганцевых и высокомарганцевых сталях // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2006. № 1 (607). С. 3—7.

5. **Исследование** старения мартенсита сплавов на основе системы Fe—Mn / В.В. Русаненко, Н.Г. Шапошников, Б.М. Могутнов, А.Ф. Еднерал // *Материаловедение*. 2007. № 1. С. 32—42.

6. **Бирман С.Р.** Экономнолегированные мартенситностаряющиеся стали. М.: Металлургия, 1974. 208 с.

7. **Науменко В.В.** Микролегирование ванадием и азотом низкоуглеродистых сталей трубного назначения // *Черная металлургия*. 2017. № 8 (1412). С. 69—74.

8. **Панфилова Л.М., Смирнов Л.А.** Микролегированные ванадийсодержащие стали с азотом для машиностроения // *Сталь*. 2015. № 11. С. 80—85.

9. **Zhai Y., Xia H., Zhang X. et. al.** Effect of nitrogen content on microstructure and mechanical properties of

V—N microalloyed high strength steel bar // *Jinshu Rechuli / Heat Treatment of Metals*. 2018. Vol. 43. Iss. 8. P. 31—35.

10. **Катада Я., Вашицу Н., Баба Х.** Стали с повышенным содержанием азота, разработанные в Национальном институте материаловедения // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 11 (605). С. 14—16.

11. **Gu J.-B., Liu H.-Q., Li J.-Y. et. al.** Effect of nitrogen on microstructure and secondary hardening of H21 die steel // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2019. Vol. 26. Iss. 5. P. 483—489.

12. **Шабалов И.П., Шлямнев А.П., Щукина Л.Е.** Структура, механические свойства и коррозионная стойкость нержавеющей сталей с азотом // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2016. № 1. С. 41—47.

13. **Бабинец А.А., Рябцев И.А., Панфилов А.И. и др.** Влияние способов дуговой наплавки порошковой проволокой на проплавление основного металла и формирование наплавленного металла // *Автоматическая сварка*. 2016. № 11. С. 20—25.

УДК 62-52

**С.И. Сухоруков, В.Н. Хрульков**

(Комсомольский-на-Амуре государственный университет)

E-mail: sergei.svan@gmail.com

## Обеспечение упрочнения сварных швов авиационных трубопроводов

*Выполнен анализ существующих технологий изготовления авиационных трубопроводов. Определены основные технологические требования к сварке таких изделий. На основе проведенного анализа разработана структура роботизированного комплекса лазерной сварки авиационных трубопроводов, определены типы основного технологического оборудования, разработана структура системы управления комплексом.*

**Ключевые слова:** авиационный трубопровод, лазерная сварка, роботизированный комплекс, система управления.

*The existing manufacturing methods of aircraft pipe-lines construction are analyzed. Basic technological requirements for welding of such products are determined. The structure of laser welding robotic complex for aircraft pipe-lines is designed based on the analysis results, the types of the main technological equipment are defined, the structure of the control system is designed.*

**Keywords:** aircraft pipe-line, laser welding, robotic complex, control system.

### Введение

На сегодняшний день авиастроение является одной из сложных отраслей промышленности с точки зрения выполнения требований по прочности и надежности изготавливаемых конструкций с одновременной минимизацией массо-

габаритных показателей узлов и элементов летательных аппаратов. Практически все элементы конструкции летательного аппарата работают в условиях постоянных вибрационных нагрузок, что приводит к необходимости постоянного совершенствования технологий их изготовления [1, 2].

Одна из актуальных проблем в авиастроении — проблема изготовления трубопроводов, входящих в состав летательных аппаратов. В связи с имеющимися конструктивными особенностями такие трубопроводы изготавливают вручную с применением электродуговой сварки, что сопряжено с целым рядом сложностей [3].

**Цель работы** — разработка автоматизированного комплекса для сварки авиационных трубопроводов, способного обеспечить повышение характеристик конечного изделия (геометрической точности, качества и прочности сварного шва).

В рамках данной работы проанализированы технологические требования к изготовлению авиационных трубопроводных систем, возможные технологии для автоматизации процессов сварки таких трубопроводов; разработаны структура автоматизированного комплекса, реализующего данные технологии, и структура системы управления комплексом.

### **Анализ существующих технологий изготовления тонкостенных авиационных конструкций**

В состав современных летательных аппаратов входит значительное количество различного рода трубопроводов, суммарная длина которых исчисляется сотнями метров. К наиболее важным системам, включающим в себя различного рода и различной конфигурации трубопроводы, можно отнести: топливную систему, гидро- и пневмосистемы, масляную систему, системы пожаротушения, очистки и кондиционирования воздуха [4].

Практически все такие трубопроводные системы изготавливают из металлов и сплавов с применением сварки. На технологию изготовления трубопроводных систем оказывают влияние следующие конструктивные особенности [5]:

- высокая требуемая точность конечного изделия (0,1...0,2 мм);
- высокие требования к эксплуатационным характеристикам (в условиях постоянного воздействия вибрационных и прочих нагрузок требуется повышенная прочность соединения элементов трубопроводов);
- небольшая толщина стенки (0,8...1,5 мм) и диаметр трубопровода (12...60 мм);
- "сложные" материалы (алюминиевые и титановые сплавы, коррозионно-стойкие стали);
- сложная нерегулярная форма трубопровода;
- широкая номенклатура (несколько сотен различных трубопроводов в одной модели летательного аппарата).

Поэтому общепринятым способом изготовления авиационных трубопроводов является ручная аргодуговая сварка неплавящимся вольфрамовым электродом с присадкой. Основным недостатком данного способа сварки состоит в том, что качество и стабильность характеристик на всей протяженности сварного шва определяются не только режимами сварки и качеством подготовки применяемых материалов, но и квалификацией сварщика.

В работе [6] приведен анализ возникновения дефектов при сварке трубопроводных систем в условиях филиала ПАО "Компания "Сухой" "КНААЗ им. Ю.А. Гагарина". В общей сложности было проанализировано 14 425 сварных соединений, изготавливаемых в период с 2011 по 2015 г. Основными выявленными типами дефектов являлись непровары в корне шва (более 38 % от общего количества дефектов) и поры единичного и группового характера (более 34 % от общего числа дефектов).

Помимо дефектов самого сварного шва в процессе ручной аргодуговой сварки образуется достаточно большая зона термического влияния, которая приводит к деформации свариваемых краев металла. Это является причиной отклонений готового изделия от требуемой геометрической формы. Для уменьшения отклонений и обеспечения допустимой точности геометрии изделия сварка осуществляется с применением специальных оснасток и шаблонов, изготавливаемых индивидуально под каждый тип трубопровода. При общей номенклатуре порядка нескольких сотен различных трубопроводов на одну модель летательного аппарата предприятиям приходится затрачивать значительные материальные и трудовые ресурсы на изготовление таких шаблонов и оснасток, а также содержать значительные складские площади для их хранения.

Еще один недостаток — низкая производительность. Время изготовления одного экземпляра трубопровода на реальном производстве может достигать 5...7 рабочих дней.

Для компенсации выявленных недостатков ручного изготовления авиационных трубопроводов необходимо выполнение следующих требований:

- 1) применение технологии сварки, обеспечивающей более стабильные показатели качества сварного шва и более точную геометрию готового изделия;
- 2) автоматизация технологических процессов сварки, включая автоматизацию контроля и поддержания параметров сварки, автоматизацию перемещения сварочной горелки вдоль шва с повышением точности перемещения;
- 3) разработка концепции захвата, удержания и позиционирования свариваемых заготовок для

значительного снижения количества применяемых оснасток при изготовлении широкой номенклатуры трубопроводов.

### **Анализ перспектив автоматизации процессов изготовления авиационных трубопроводов**

Процесс изготовления авиационных трубопроводов можно разделить на этапы:

- 1) раскрой исходного листового материала, изготовление фланцевых соединений на станках с ЧПУ;
- 2) штамповка фрагментов свариваемого трубопровода (изготовление полупатрубок);
- 3) обрезка полупатрубок по контуру в размер;
- 4) последовательное позиционирование полупатрубок и фланцев с последующей сваркой фрагментов трубопроводов, а также подгонкой свариваемых фрагментов для обеспечения геометрической точности готового трубопровода;
- 5) контроль точности изготовления трубопровода и качества сварных швов.

При этом автоматизация первых двух этапов успешно осуществляется с применением станков лазерного раскроя [7] и программно управляемых прессов. Вопросы автоматизации указанных этапов пока опущены.

Автоматизация третьего этапа требует комплексного подхода, связанного с выполнением трехмерного сканирования деталей с последующим анализом отклонений фактической геометрии от теоретической. По результатам анализа необходимо сформировать траектории контурной обрезки (либо сделать обоснованный вывод о невозможности расчета траекторий), после чего выполнить фрезерование заготовки. Реализация указанной последовательности операций требует не только достаточно серьезного математического аппарата, но и использования систем искусственного интеллекта. Данные вопросы также пока опущены. Однако реализация такого комплекса позволит на четвертом этапе свести задачу к последовательному позиционированию полупатрубок и фланцев с их последующей сваркой (исключить промежуточную подгонку).

На пятом этапе изготовления трубопровода проводятся только измерительные операции и анализ результатов измерений.

Наиболее технологически сложным с точки зрения рисков возникновения брака или дефектов трубопровода является четвертый этап, а именно — сварка фрагментов трубопровода. В рамках данной работы рассмотрены вопросы автоматизации четвертого этапа изготовления трубопровода (сварка фрагментов трубопровода).

### **Разработка структуры автоматизированного комплекса сварки авиационных трубопроводов**

Для повышения точности изготовления трубопровода необходимо применение новых, более точных и качественных технологий сварки, чем применяемая аргонодуговая сварка. Для обеспечения высокой точности необходимо снижение температурных деформаций в свариваемых металлах, т.е. минимизация зоны нагрева. На сегодняшний день наиболее перспективной технологией сварки, обеспечивающей минимальное термическое влияние на металл около сварного шва, является лазерная сварка [8]. Такой эффект достигается за счет малой зоны нагрева (толщина лазерного луча составляет доли миллиметра), высокой плотности энергии в луче и высокой скорости сварки [9]. Кроме того, с применением лазерных технологий возможно обеспечение как равной прочности сварного шва и основного материала, так и повышение прочности шва относительно прочности основного материала.

Малый диаметр пятна лазерного луча обуславливает необходимость высокоточного позиционирования лазера относительно обрабатываемой детали, что невозможно при ручном перемещении лазера в процессе сварки. Для перемещения лазерного излучателя необходимо применение автоматизированных механических устройств, обеспечивающих высокую скорость и точность перемещения вдоль программно задаваемой трехмерной кривой. Классической схемой построения механики для лазерных технологий является плоский координатный стол с коррекцией расположения высоты излучателя (так называемая 2,5D-обработка) [10]. В задачах сварки трубопроводов такая схема неприемлема, поэтому в мире разрабатываются сварочные комплексы, осуществляющие перемещение излучателя с помощью многоосевых механических систем [11].

На сегодняшний день существует два варианта подобных механических систем — станки с ЧПУ и промышленные роботы-манипуляторы [12]. Первый вариант намного более дорогой, чем применение робота. Поэтому для построения комплекса лазерной сварки обоснованным будет применение промышленного робота-манипулятора. Такой подход позволяет реализовать сварку объемных конструкций со сложной геометрией шва и под различными углами подачи луча.

Для обеспечения взаимодействия между отдельными элементами комплекса и общего управления его работой необходимо применение некоторой

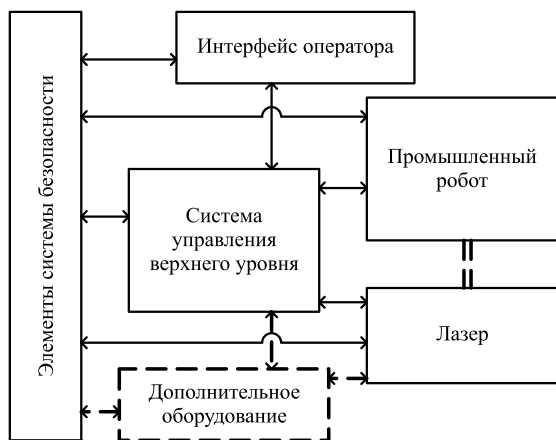


Рис. 1. Обобщенная структура комплекса лазерной сварки

единой системы управления верхнего уровня, обеспечивающей реализацию функций безопасности, интерфейс для взаимодействия с оператором комплекса, управление режимами работы лазерного источника и их синхронизацию с перемещением выходной оптики промышленным роботом.

В общем виде структура такого комплекса представлена на рис. 1. В качестве дополнительного оборудования обозначены все остальные элементы, необходимые для реализации роботизированной лазерной сварки (система подачи присадочного материала, система подачи защитного газа и т.д.).

### Анализ и выбор основного технологического оборудования

Разработанная структура (рис. 2) носит обобщенный характер, однако для практической реализации роботизированного комплекса лазерной сварки необходимо ее более детальное представление с учетом специфики применяемого оборудования. Для разработки такой структуры требуется провести анализ и выбор основного технологического оборудования.

В качестве источников лазерного излучения необходимых мощностей (сотни ватт...единицы киловатт) в промышленности используют CO<sub>2</sub>-лазеры [13, 14], ND:YAG лазеры [15, 16] и оптоволоконные иттербиевые лазеры [17].

Лазеры первого типа самые распространенные, однако обладают низким КПД (около 10 % от потребляемой мощности) и излучение передается

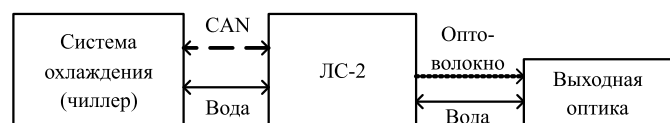


Рис. 2. Структура лазерного оборудования комплекса

к необходимой точке в пространстве с помощью системы зеркал, что не позволяет применять их для сварки сложных пространственных конструкций. Кроме того, длина волны CO<sub>2</sub>-лазера не позволяет его эффективно использовать для обработки материалов с высоким коэффициентом отражения [18].

Лазеры второго типа также отличаются низким КПД (от 2 до 6 % в зависимости от типа накачки), однако длина волны в пределах 1,06 мкм позволяет передавать излучение по гибкому оптоволоконному проводнику и более эффективна для обработки металлов [19].

Максимально эффективными являются мощные волоконные иттербиевые лазеры. Их КПД достигает 30 % от потребляемой энергии. Длина волны таких лазеров составляет 1,07 мкм, что позволяет эффективно их применять для резки и сварки металлов, а также передавать излучение по гибкому оптоволоконному проводнику. При этом лазеры могут работать как в непрерывном, так и в импульсном режиме. Все перечисленные особенности позволяют сделать вывод о том, что для реализации роботизированного комплекса лазерной сварки обоснованным решением будет применение именно такого типа лазера.

Для создания экспериментального образца роботизированного комплекса используем иттербиевый волоконный лазер компании IPG Photonics ЛС-2 с максимальной мощностью 2 кВт. Такой мощности достаточно для сварки тонкостенных трубопроводных конструкций [20, 21].

В качестве выходной оптики лазер ЛС-2 позволяет применять различные оптические головы (системы линз и зеркал для фокусировки луча, выходящего из оптоволокна, с некоторым качеством).

В качестве дополнительных элементов, обеспечивающих повышение качества и безопасности работы комплекса, могут использоваться:

- система контроля состояния головы (набор датчиков, встроенных в голову, и аналитическая система для обработки сигналов с датчиков. Для оптических голов, совместимых с выбранным лазером, применяется комплектное устройство WHAM);

- видеокамера для контроля процесса сварки (встроена в оптическую голову).

Выбор робота зависит в первую очередь от массы установленного на нем оборудования. Если учесть массы всех используемых элементов (масса оптической головы, кронштейна для установки головы, устройства для подачи присадочного материала и элементов для подачи в зону сварки защитного газа), то можно сделать вывод о необходимости применения робота грузоподъемностью выше 30 кг. Поэтому применим шестиосевой

промышленный робот-манипулятор KUKA KR 60-3. Основные технические характеристики робота:

- грузоподъемность — 60 кг;
- радиус рабочей зоны — 2 м;
- повторяемость позиционирования —  $\pm 0,06$  мм;
- скорость линейного перемещения инструмента — до 2 м/с.

В качестве аппаратной части для построения системы управления верхнего уровня используем промышленный программируемый логический контроллер (ПЛК), оснащенный необходимым количеством интерфейсов для связи с остальным оборудованием. В целях упрощения взаимодействия ПЛК с промышленным роботом используем ПЛК Siemens S7-1500, для которого существуют решения по сопряжению с выбранным роботом.

С учетом необходимого дополнительного оборудования структура роботизированного комплекса лазерной сварки авиационных трубопроводов представлена на рис. 3, где помимо оборудования комплекса также отражены связи между устройствами и типы применяемых интерфейсов.

### Разработка структуры системы управления комплексом

Для выполнения качественной сварки трубопроводов работа комплекса должна осуществляться в автоматическом режиме, поэтому одним из самых важных вопросов является разработка системы управления комплексом. Разрабатываемая система управления должна обеспечивать выполнение следующих функций:

- управление моментами включения/выключения и режимами работы лазера;
- выдача команд на перемещение выходной оптики лазера;
- синхронизация перемещений робота с включением и выключением лазерного излучения;
- управление подачей защитного газа (при необходимости);
- управление подачей присадочной проволоки (при необходимости);
- контроль состояния оборудования комплекса;
- контроль процесса сварки с применением видеокamеры;
- обеспечение функций защиты и безопасности.

Так как значительная часть оборудования комплекса оснащена локальными системами управле-

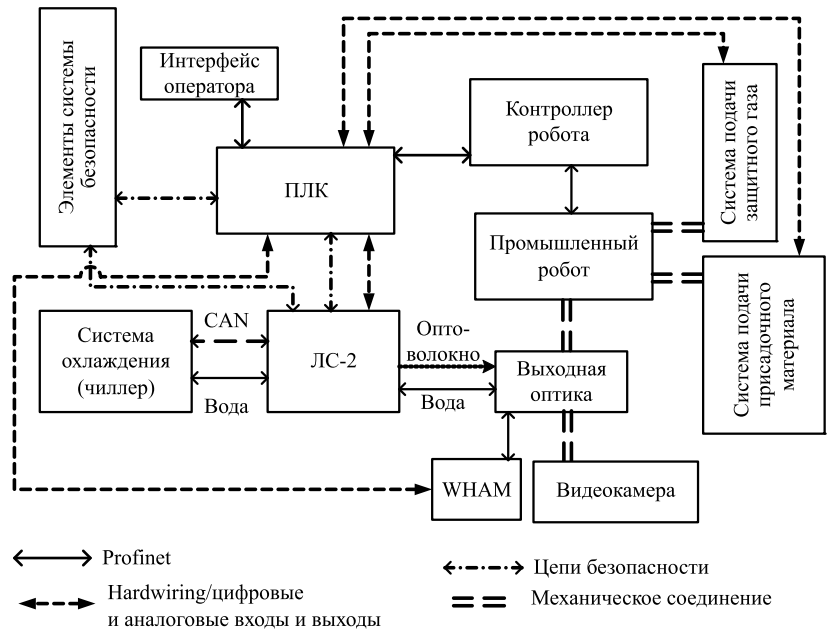


Рис. 3. Структура роботизированного комплекса лазерной сварки авиационных трубопроводов

ния, то вся система управления комплекса будет иметь распределенную структуру, состоящую из локальных систем управления отдельными элементами, интегрированных с помощью ПЛК. На рис. 4 приведена структура аппаратного обеспечения, на котором реализуется функционал системы управления комплекса. На каждом из устройств реализуется свой алгоритм управления, который обеспечивает выполнение необходимых функций.

Контроллер лазера интегрируется в общую структуру посредством четырех интерфейсов — аналоговое управление (передача и получение аналоговых входящих и исходящих сигналов управления), Hardwiring (параллельный цифровой интерфейс), блокировка (реализация локальных функций безопасности). Алгоритмы управления, реализованные на контроллере лазера, обеспечивают его корректную работу и изменению не подлежат. Необходимые режимы работы устанавливаются сочетанием цифровых и аналоговых сигналов на соответствующих интерфейсах.

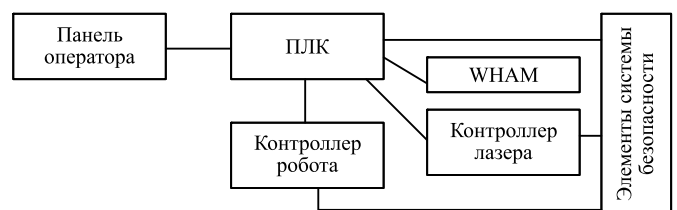


Рис. 4. Структура аппаратного обеспечения системы управления комплексом

Контроллер робота интегрируется в общую структуру посредством двух интерфейсов — разъем безопасности X11 и шина EtherCAT с эмуляцией Profinet (высокоскоростная промышленная сеть). По шине EtherCAT контроллер робота может обмениваться данными, командами и сигналами с вышестоящим ПЛК. Для этого служит программный пакет KUKA.mxAutomation. Данный пакет устанавливается в качестве дополнительного ПО на контроллер робота, а также в виде соответствующей библиотеки интегрируется в среду программирования ПЛК. Так как основной промышленной сетью для ПЛК серии S7-1500 является Profinet, необходимо также на контроллере робота применить программный эмулятор сети Profinet для обеспечения взаимодействия с ПЛК.

Панель оператора подключается к ПЛК посредством стандартных промышленных сетей (Profibus или Profinet). На панели оператора реализуются алгоритм работы интерфейса как средства человеко-машинного интерфейса и алгоритм интерпретации исполняемой программы сварки.

В качестве дополнения, сокращающего время подготовки комплекса к работе и облегчающего работу оператора, может применяться модуль системы поддержки принятия решений (СППР), осуществляющий предварительный расчет режимов работы лазера по данным о свариваемом материале и типе соединения.

Модуль контроля состояния выходной оптики WHAM подключается к системе управления посредством блока цифровых выходов, расположенных на модуле. На данных выходах модуль выдает соответствующие сигналы в случае наступления одной из предусмотренных ситуаций (загрязнение, отсутствие, перегрев защитного стекла и перегрев зеркала). Информация от модуля WHAM позволяет зафиксировать значительные отклонения параметров выходного луча от заданных.

ПЛК включен в структуру системы управления посредством цифровых, аналоговых сигналов и промышленных сетей. На ПЛК реализуется общий алгоритм управления всем оборудованием комплекса, включая функции общей безопасности.

Элементы системы безопасности, обозначенные на рис. 4, включают в себя:

- электромагнитные замки на ограждении рабочей зоны робота;
- систему световой сигнализации режимов работы комплекса;
- внешнее ограждение комплекса с активной системой защиты.

Активная система защиты должна по данным с соответствующего набора датчиков фиксировать попадание лазерного луча на поверхность защитного ограждения. Это необходимо для предотвращения прожигания ограждения лазерным лучом в случае ошибок программирования траекторий робота. Активная система защиты должна содержать контроллер, анализирующий сигналы с датчиков и генерирующий сигналы для системы управления в случае нештатной ситуации. Кроме того, контроллер защитного ограждения должен передавать на ПЛК номер секции ограждения, подвергшейся попаданию лазерного луча.

Структура программного обеспечения, реализующего функции системы управления комплексом, приведена на рис. 5. Отдельные программные модули, входящие в состав структуры системы управления, приведены с учетом аппаратных устройств, на которых они реализованы.

На ПЛК обрабатывается основная управляющая программа, реализующая управление перемещением робота (для этого используются блоки из программного пакета KUKA mxAutomation), управление включением и режимами работы лазера, управление подачей защитного газа, контроль состояния элементов комплекса и мониторинг состояния системы безопасности.

Вторая часть программного пакета KUKA mxAutomation установлена на контроллере робота и обеспечивает правильную реакцию робота на команды от ПЛК. На панели оператора выполняется программа интерфейса, взаимодействующая с программой в ПЛК и реализующая функции индикации режимов работы комплекса, задание

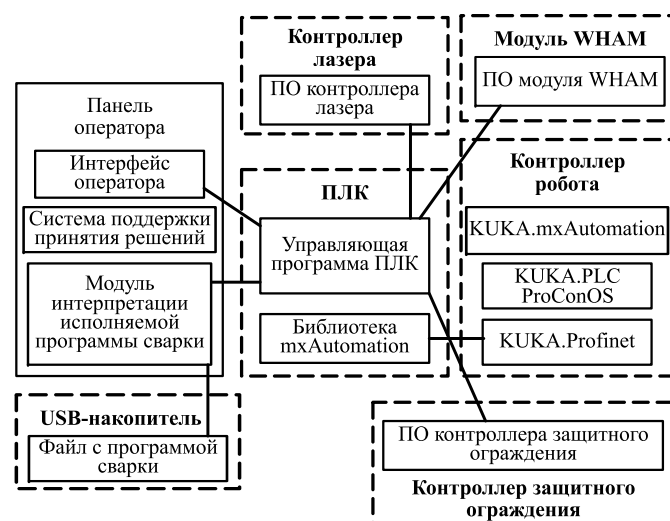


Рис. 5. Структура программного обеспечения системы управления комплексом

параметров оператором, ведение архива событий и формирование диагностических сообщений. На панели оператора в качестве дополнительного модуля реализуется СППР для предварительного расчета режимов сварки по параметрам свариваемого металла.

Для подготовки траекторий сварки используются внешние CAD/CAM системы с соответствующими постпроцессорами.

### Заключение

По результатам проведенного анализа сформирован перечень недостатков существующей технологии сварки авиационных трубопроводов, для компенсации которых сформирован перечень требований к автоматизации процесса сварки. На основании проведенного анализа сделан вывод о том, что для повышения качества и прочности сварных швов, а также точности готового трубопровода наиболее перспективной технологией сварки является лазерная сварка. С учетом особенностей технологического применения лазерной техники для сварки и особенностей производства трубопроводов сделан вывод о необходимости разработки роботизированного комплекса лазерной сварки. На основе анализа существующего технологического оборудования и с учетом необходимости интеграции всего оборудования в единый программно-аппаратный автоматизированный комплекс разработаны структура комплекса и структура аппаратного и программного обеспечения системы управления комплексом.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Dai Shunan, Ling Yiqin, Su Yan.** Vibration Controlling Techniques for Aircraft Hydraulic Pipe Excited by Pressure Pulsation Forces // Proceedings of the 6<sup>th</sup> international conference on mechatronics, materials, biotechnology and environment (ICMMBE 2016). 2016. No. 83. P. 142—147.
2. **Gao Pei-xin, Zhai Jing-yu, Yan Yang-yang et al.** A model reduction approach for the vibration analysis of hydraulic pipeline system in aircraft // AEROSPACE SCIENCE AND TECHNOLOGY. 2016. No. 49. P. 144—153.
3. **Проблемы** производства трубопроводов в современном авиастроении / А.В. Лебедев, А.А. Баранников, М.В. Гришин и др. // В мире научных открытий. 2014. № 4 (52). С. 71—81.
4. **Сварка** в самолетостроении / под ред. Б.Е. Патона. М.: Машиностроение, 2008. 581 с.
5. **Максименков В.И., Федосеев В.И., Шевченко О.И.** Исследование технологии изготовления трубопроводных систем среднемагистрального самолета // Вестник

Воронежского государственного технического университета. 2011. Т. 7. № 11—2. С. 76—79.

6. **Влияние** режима сварки авиационных трубопроводов из нержавеющей стали на возникновение дефектов сварных швов / А.С. Кравченко, П.В. Бахматов, С.П. Мазур, В.С. Пицык // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. Науки о природе и технике. 2017. № 4—1 (32). С. 78—87.

7. **Сварка.** Резка. Контроль: справочник. В 2 т. / под общ. ред. Н.П. Алешина, Г.Г. Чернышова. М.: Машиностроение, 2004. 642 с.

8. **Effect** of the angular misalignment of laser welded T-joints on fatigue curves / P.I. Oliveira, F.V. Antunes, A. Loureiro, J.M. Costa // International journal of fatigue. 2019. No. 128.

9. **Sinkora E.** Traditional Versus Laser Welding // Manufacturing engineering. 2019. No. 163. P. 70—77.

10. **Мурзин С.П., Илюхин В.Н.** Лазерные технологии обработки материалов: учеб. пособие. Самара: Изд-во СГАУ, 2006. 98 с.

11. **Lisiecki A., Slizak D., Kukofka A.** Robotic Fiber Laser Cladding of Steel Substrate with Iron-Based Metallic Powder // Materials performance and characterization. 2019. No. 8. P. 1202—1213.

12. **Кульчицкий А.А., Наумова А.К.** Промышленные роботы: учеб. пособие. Санкт-Петербург: СЗГЗТУ, 2010. 155 с.

13. **Prabakaran M.P., Kannan G.R.** Optimization of CO<sub>2</sub> Laser Beam Welding Process Parameters to Attain Maximum Weld Strength in Dissimilar Metals // Materials today-proceedings. 2018. No. 5. P. 6607—6616.

14. **Experimental** investigation on CO<sub>2</sub> laser butt welding of AISI 304 stainless steel and mild steel thin sheets / P. Pankaj, A. Tiwari, R. Bhadra, P. Biswas // Optics and laser technology. 2019. No. 119.

15. **Balajaddeh M.B., Naffakh-Moosavy H.** Pulsed Nd:YAG laser welding of 17-4 PH stainless steel: Microstructure, mechanical properties, and weldability investigation // Optics and laser technology. 2019. No. 119.

16. **Optimizing** pulsed Nd: YAG laser welding of high-Mn TWIP steel using response surface methodology technique / H. Vahiddastjerdi, A. Rezaeian, M.R. Toroghinejad et al. // Optics and laser technology. 2019. No. 120.

17. **Справочник** по лазерной сварке / под общ. ред. С. Катаяма. М.: Техносфера, 2015. 704 с.

18. **Волченко В.Н., Ямпольский В.М.** Сварка и свариваемые материалы. В 2 т. Т. 2. Технология и оборудование. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1996. 574 с.

19. **Никонов Н.В., Сидоров А.И.** Материалы и технологии волоконной оптики: оптическое волокно для систем передачи информации: учеб. пособие. Санкт-Петербург: ФАО СПбГУ ИТМО, 2009. 98 с.

20. **Грезев Н.В., Шапов Е.М., Маркушов Ю.В.** Сварка волоконными лазерами // Молодой ученый. 2017. № 45. С. 100—110.

21. **Ning Jie, Zhang Lin-Jie, Han Cheng-qian.** Fiber laser welding characteristics of the butt welded joint of novel ultralight Mg—10.1Li—3.1Al—2.9Zn alloy // Materials research express. 2019. No. 6.

М.О. Федорова, Т.А. Ильинкова

(Казанский национальный исследовательский технический университет имени А.Н. Туполева — КАИ),

Л.Х. Балдаев, С.Л. Балдаев

(ООО "Технологические системы защитных покрытий", Москва, г. Щербинка)

E-mail: pochta20006@bk.ru

## Износостойкие твердосмазывающиеся покрытия в газотурбинных двигателях

*Изучены составы и технологии нанесения высокотемпературных твердосмазывающихся покрытий на подшипники газотурбинных двигателей. Исследована микроструктура опытных образцов плазменного износостойкого покрытия. Осуществлен выбор оптимального режима напыления.*

**Ключевые слова:** износостойкое покрытие, низкий модуль сдвига, плазменное напыление, микроструктура.

*The compositions and methods for applying of the high-temperature solid lubricant coatings to the gap nodes are studied. The microstructure of the experimental samples of the plasma wear-resistant coating is studied. The choice of the optimal spraying mode is made.*

**Keywords:** wear-resistant coating, low shear modulus, plasma spraying, microstructure.

### Введение

Создание композиционных покрытий, сочетающих в себе жаропрочную матрицу на основе сплавов из Ni, Cr, Co, Mo, стойкую к высокотемпературному окислению, упрочняющие компоненты для увеличения твердости и стойкости к износу — карбиды или оксиды ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  и т.д.), различные твердые смазки: мягкие благородные металлы (Au, Ag и т.д.), фториды щелочных и щелочноземельных ( $\text{LiF}_2$ ,  $\text{CaF}_2$  и т.д.), позволяющие уменьшить трение в узле, является перспективным направлением развития и может стать универсальным решением для многих деталей и механизмов.

За последние тридцать лет был разработан ряд самосмазывающихся композиций. Первые составы были на основе серебра, платины, дисульфида молибдена, оксида свинца и диоксида кремния [patent № 3199934 USA].

Следующим этапом была разработка состава в виде пористого сплава никель—хром, в котором посредством инфильтрации была распределена эвтектика фторидов металлов, и дополнительно на внешней поверхности подшипника было создано покрытие на основе эвтектики и серебра [patent № 3419363 USA]. Однако пористый металл обуславливает значительно увеличенную площадь поверхности, а высокотемпературное окисление спеченных пористых металлов создает значительные проблемы при температурах свыше 700 °С. Это привело к разработке другой самосма-

зывающейся композиции, в которой металлическая матрица представляет собой пористый высокотемпературный сплав. Соединение с другими компонентами происходит или путем проникновения фторидов металлов и стекла в пористую структуру, или при помощи совместного осаждения порошковых компонентов при плазменном напылении [patent № 4214905 USA]. Наличие стекла в композиции усиливает стойкость металлической матрицы к окислению. Серебро наносили на металл способом электроосаждения.

В дальнейшем усовершенствование состава привело к разработке более износостойкой композиции, известной как PS/PM200, состоящей из карбида хрома на никель-кобальте со фторидами металлов и серебром [patent № 4728448 USA]. Данный состав известен как надежный, долговечный и износостойкий композит, пригодный для использования в широком температурном диапазоне. Однако он имеет такие недостатки, как высокая стоимость и высокая твердость карбида хрома, требующая дорогостоящего алмазного шлифования для достижения размеров, необходимых при эксплуатации. Кроме того, при температурах выше 800 °С карбид хрома имеет склонность к окислению, что ухудшает износостойкость и повышает коэффициент трения, а также обуславливает небольшое увеличение размеров матрицы.

Другой самосмазывающийся материал марки PS300 оказался эффективным во многих сферах применения, включая лепестковые подшипники,



и до сих пор имеет возможности для улучшения. Он содержит матрицу из Ni—Cr, упрочненную оксидом хрома, в сочетании с серебром и фторидной твердой смазкой [1]. Однако различие в термическом расширении между PS300 и подложкой из жаропрочного суперсплава обуславливает термоциклическую усталость при температуре выше 500 °С и может вызывать преждевременное отслоение покрытия. Поэтому состав покрытия PS300 был улучшен, и покрытие PS304, описанное в патенте США [1], было выбрано как наиболее предпочтительное для нанесения на суперсплав. Это покрытие было доработано с точки зрения размерной стабильности путем проведения длительной (примерно 150 ч) высокотемпературной термообработки в воздушной среде перед финальной шлифовкой покрытия, но дополнительная стадия термообработки увеличила стоимость и сложность производства. Другой проблемой PS304, особенно при использовании в лепестковых подшипниках, является изначально высокая шероховатость, обусловленная пористостью покрытия, крупнозернистой микроструктурой и неблагоприятной морфологией, что может привести к снижению несущей способности лепесткового подшипника.

Последним достижением в области разработки составов высокотемпературных твердосмазывающих покрытий является композиция, включающая металлически связанный оксид хрома, распределенный в металлическом связующем, содержащем значительное количество никеля. Композиция содержит фторид как минимум одного элемента из 1-й или 2-й группы Периодической системы элементов или редкоземельного металла и дополнительно металлическую смазку для работы при низких температурах [2].

Если достоинства и недостатки данных покрытий достаточно подробно описаны, то необходимые сведения по способу нанесения таких составов и подбору оптимального режима, а также необходимости последующей обработки практически отсутствуют. Наиболее удобной и экономичной была бы технология напыления смеси порошков, однако необходимо учитывать, что их плотности и температуры плавления материалов значительно различаются, и в процессе напыления разные компоненты в потоке могут разделяться, не проплаваться, либо наоборот, окисляться и деградировать, что приведет к получению дефектной либо неоднородной структуры покрытия.

**Цель работы** — нахождение оптимальных режимов плазменного напыления износостойких покрытий из смеси порошков и исследование их микроструктуры и свойств.

### Методика проведения эксперимента и обсуждение результатов

На первом этапе исследований было создано плазменное покрытие типа PS304 на основе сплава Ni—Cr по режиму, указанному в патенте [2], а именно: сила тока — 600 А; расход аргона — 35 л/мин; расход водорода — 1 л/мин; расход транспортирующего газа — 3 л/мин; частота вращения диска — 0,7 мин<sup>-1</sup>; подача порошка — 30 г/мин; дистанция — 100 мм. Полученная по данному режиму микроструктура покрытия достаточно плотная, распределение частиц серебра по покрытию и их размерный состав неравномерны, но при этом частицы серебра хорошо распределяются по поверхности в виде ламелей (рис. 1, см. обложку). Кроме того, хорошо видны поры во внутренней структуре. Микротвердость покрытия составила 140...200 HV 0,1.

Проведен элементный анализ подповерхностной зоны покрытия, который показал, что матрица композиционного покрытия достаточно равномерно распределена по сечению покрытия. На втором месте по количественному составу находится кислород, также равномерно распределенный по всей анализируемой зоне. Высокая концентрация кислорода наблюдается в местах с повышенной концентрацией хрома, что, по видимому, свидетельствует о наличии здесь твердой частицы оксида хрома Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Серебро имеет максимумы в местах, соответствующих светло-серым зонам на электронном изображении поперечного сечения покрытия. Максимумы содержания кальция и бария находятся в порах покрытия. Данный анализ показал, что перенос оксида хрома при нанесении покрытия минимален, и это может снизить износостойкость покрытия, а также смазывающую способность ввиду того, что образующиеся в процессе трения хроматы считаются твердыми смазками. На поверхности покрытия были обнаружены непроплавленные частицы сферической формы (рис. 2, см. обложку). Энергодисперсионная рентгеновская спектроскопия показала, что это частица порошка Ni—Cr, при этом на поверхности практически отсутствуют кислород и хром. Все это свидетельствует о неоптимальном режиме. Поэтому на следующем этапе исследования была проведена оптимизация режимов напыления, чтобы установить режим, при котором оксид хрома и Ni—Cr будут расплавляться, но при этом не будут выгорать фториды.

Первоначально была проведена отработка технологии нанесения оксида хрома, сплава Ni—Cr, затем их смеси без твердых смазок, так как эти

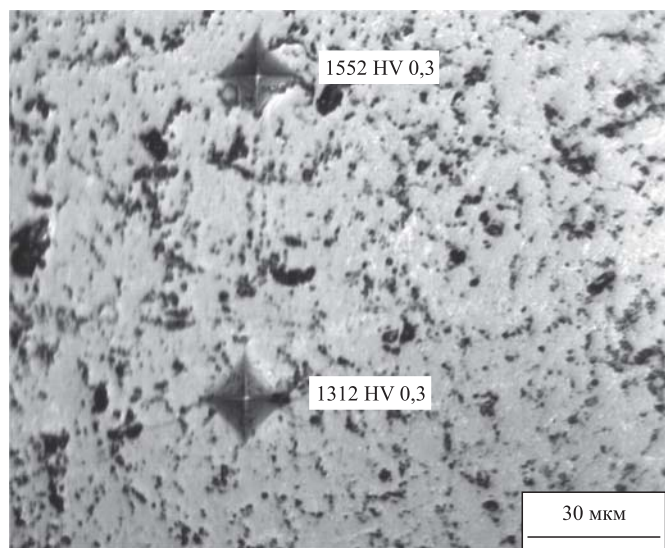


Рис. 3. Микроструктура покрытия на основе  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , полученного способом плазменного напыления

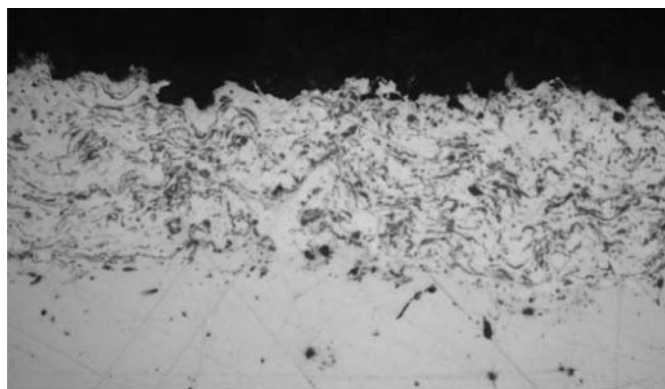


Рис. 4. Микроструктура покрытия на основе Ni—Cr, полученного способом плазменного напыления.  $\times 100$

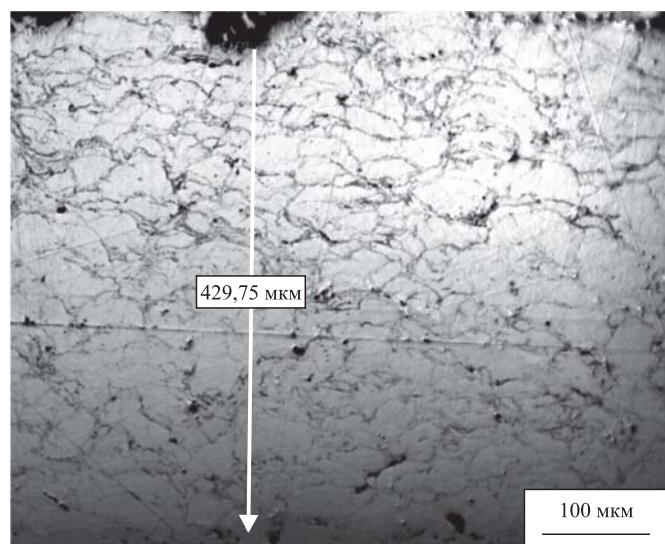


Рис. 5. Микроструктура покрытия на основе Ni—Cr, полученного способом плазменного напыления по режиму в патенте [2]

два компонента представляют собой основу покрытия. Анализировали состояние микроструктуры, измеряли микротвердость покрытия и суммарного содержания оксидов и пор, а также толщину покрытия как показатель массопереноса.

Отработка режима нанесения оксида хрома показала, что необходимо увеличить расход водорода для повышения температуры плазменной струи и уменьшить дистанцию напыления так, чтобы время нахождения частиц в плазменной струе было снижено, а также минимизирована степень расщепления разных по массе частиц в потоке. В итоге было получено достаточно плотное покрытие (для плазменного напыления) без отслоений и непроплавленных частиц с высокой микротвердостью 1300...1550 HV 0,3 (рис. 3).

Нанесение на полученном режиме материала матрицы на основе Ni—Cr также дало положительный результат — покрытие плотное, без отслоений и непроплавленных частиц (рис. 4). Для сравнения на рис. 5 приведена микроструктура аналогичного покрытия, но нанесенного по режиму, указанному в патенте [2]. На данном снимке отчетливо видны непроплавленные частицы исходного порошка и поры. Помимо морфологии покрытия изменилась и его микротвердость — возросла с 160...270 HV 0,1 до 200...320 HV 0,1.

После этого было нанесено композиционное покрытие из механической смеси порошков Ni—Cr (60 % мас.) и  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  (40 % мас.). Было получено слоистое покрытие с равномерным распределением компонентов, низкой пористостью и высокой микротвердостью 500...750 HV 0,1 (рис. 6).

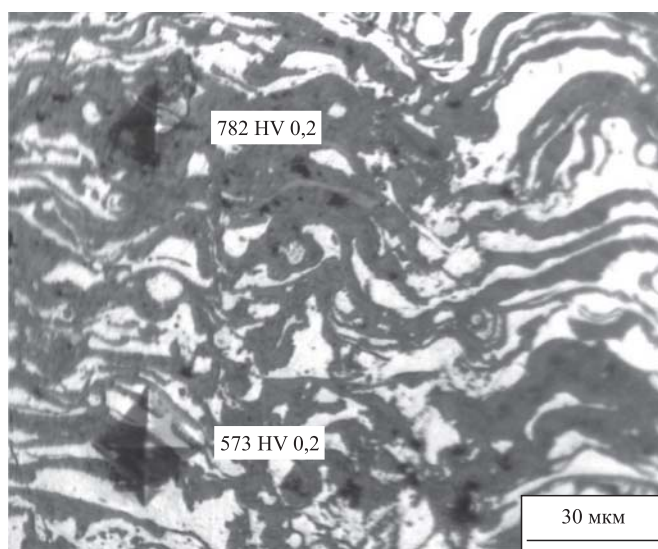
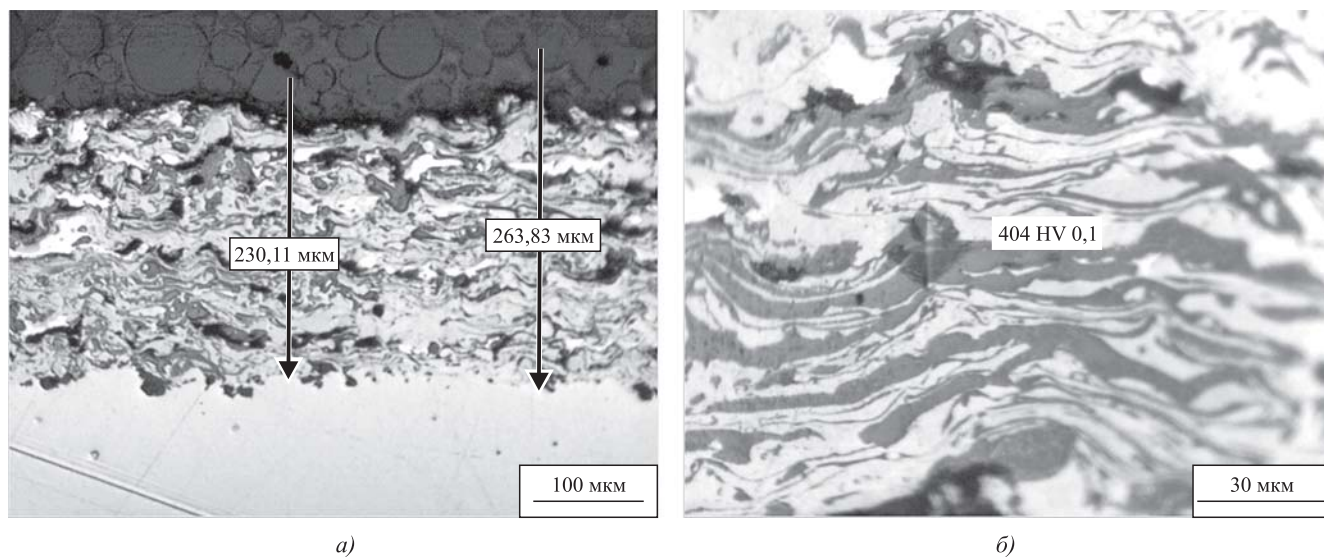


Рис. 6. Микроструктура композиционного покрытия на основе Ni—Cr и  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , полученного способом плазменного напыления



**Рис. 7. Микроструктура композиционного покрытия на основе Ni—Cr, полученного способом плазменного напыления:**  
*a* — общий снимок; *б* — снимок с отпечатком индентора

Затем в композицию были добавлены твердые смазки — серебро и фториды бария и кальция (рис. 7). По данным металлографического исследования полученные покрытия характеризуются сравнительно высокой плотностью. Микротвердость покрытий составляет 300...420 HV 0,1.

За счет отработки параметров напыления была создана структура композиционного покрытия, содержащего жаропрочную матрицу, упрочнитель и твердые смазки. На снимках видна большая равномерность распределения компонентов. В покрытии отсутствуют непроплавленные частицы по сравнению с образцом, нанесенным по режиму [2]. Микротвердость композиционного покрытия возросла более чем в 2 раза, в результате чего такое покрытие при наличии в нем твердых смазок имеет большую износостойкость.

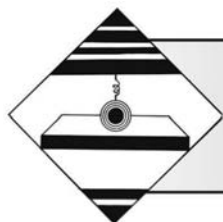
### Заключение

Таким образом, проведенные исследования микроструктуры покрытия типа PS304 показали, что рекомендованный авторами патента [2] режим плазменного напыления покрытия не является оптимальным и требует доработки для улучше-

ния ряда показателей качества покрытия, таких как повышение КИМ, толщины покрытия за счет улучшения массопереноса оксида хрома. Требуется также увеличение микротвердости и износостойкости за счет лучшего проплавления частиц Ni—Cr и Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Проведенная корректировка режима напыления позволила значительно улучшить микроструктуру и показатели свойств покрытия.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Patent № 5866518, USA, МПК C10M 103/00.** Self-lubricating coating composite containing chromium oxide / inventors C. Dellacorte, B.J. Edmonds, assignee The United States of America as Represented by the Administrator of National Aeronautics and Space Administration (NASA), filed January 16 1997, No. 08/786360, data of patent February 2, 1999.
2. **Patent № 8753417B1, USA, МПК C22 C 32/00.** High temperature solid lubricant coating for high temperature wear applications / inventors C. Dellacorte, B.J. Edmonds, assignee The United States of America as Represented by the Administrator of National Aeronautics and Space Administration (NASA), filed Mar. 18 2010, No. 12/726926, data of patent June 17, 2014.



УДК 621.787

В.Ю. Блюменштейн, К.С. Митрофанова

(Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева, г. Кемерово)

E-mail: blumenstein.vu@gmail.com

## Исследование влияния технологических факторов процесса поверхностного пластического деформирования сложнопрофильным инструментом на качество поверхностного слоя

*Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований металла поверхностного слоя образцов из стали 45 после поверхностного пластического деформирования мультирадиусным роликом (МР-ролик). Методика исследований включала в себя конечно-элементное моделирование, измерение микротвердости, металлографические исследования структуры образца. Анализ результатов показал, что обработка МР-роликом приводит к существенным структурным изменениям, в том числе к увеличению микротвердости и глубины упрочненного слоя (264...360 HV). Предварительные результаты металлографических исследований свидетельствуют о наличии в поверхностном слое наноразмерных зерен.*

**Ключевые слова:** *поверхностное пластическое деформирование, мультирадиусный ролик, конечно-элементное моделирование, напряженно-деформированное состояние, упрочнение, наноразмерная структура.*

*The results of theoretical and experimental studies of the surface layer metal of samples from steel 45 after surface plastic deformation by multiradius roller (MR-roller). The research technique included: finite element modeling, microhardness measurement, metallographic studies of the sample structure. Analysis of the results showed that MR-roller treatment leads to significant structural changes, including increase in the microhardness and depth of the hardened layer (264...360 HV). Preliminary results of metallographic studies showed the presence of nanoscale grains in the surface layer.*

**Keyword:** *surface plastic deformation, multiradius roller, finite element modeling, stress-strain state, hardening, nanoscale structure.*

### Введение

Один из эффективных методов финишной обработки ответственных изделий деталей машин — поверхностное пластическое деформирование (ППД). Метод успешно применяется для обработки деталей, работающих в условиях знакопеременных нагрузок (валы гладкие, коленчатые и кулачковые, торсионы, полуоси); высоких скоростей относительного перемещения и больших давлений (шатуны, золотники, плунжеры); в условиях абразивного изнашивания (пальцы трака, тормозные диски и барабаны, колеса, детали сельскохозяйственных, землеройных и других машин).

В настоящее время актуальна разработка способов и устройств для комбинированной и совмещенной обработки: ППД в комбинации с резани-

ем, термической и химико-термической обработкой, обработкой плазмой, лазером, ультразвуком, нагревом, нанесением многофункциональных покрытий и т.д.; совершенствование конструкций устройств для ППД, создание автоматизированного оборудования, разработка технологий для обработки различных изделий на станках с ЧПУ; разработка способов и устройств, повышающих пластичность металла, что достигается созданием высоких гидростатических давлений в соответствующих зонах очага деформации, наложением мощного ультразвука, построением рациональных программ нагружения; моделирование процессов, прогнозирование параметров поверхностного слоя (ПС) и эксплуатационных свойств деталей, использование расчетных алгоритмов и физических методов неразрушающего контроля;

разработка специализированного программного обеспечения; разработка, адаптация и применение эффективных методов контроля металла ПС, учитывающих тонкие физические явления, включая, акустико-эмиссионные, акустико-структурометрические, методы магнито-шумового анализа, магнитной памяти металла и коэрцитиметрии и др.; создание наноструктурированного состояния металла поверхностного слоя и учет тонких физических явлений в наноразмерном диапазоне; цифровое проектирование; создание цифровых двойников / цифровых теней.

Рядом исследований доказана возможность получения наноразмерных зерен методами ППД. Так, авторы работы [1] полагают, что процесс ППД является эффективным методом подготовки поверхностей аустенитных нержавеющей сталей для последующего азотирования. Одним из промышленных требований для повышения твердости и износостойкости стали AISI 316L является увеличение толщины и концентрации азотированного слоя. Известно, что более толстый азотированный слой может быть достигнут путем увеличения коэффициента диффузии азота, который возрастает с повышением плотности кристаллических дефектов в поверхностном слое металла. Увеличение плотности кристаллических дефектов в поверхностных областях может привести к большей диффузионной способности азота, а также большей твердости и дальнейшей толщине азотированного слоя. В приведенном исследовании после обкатывания шариком авторами установлено увеличение плотности кристаллической решетки и наличие в поверхностном слое мелкодисперсной структуры. Полученные данные коррелируют с результатами I. Altenberger [2, 3].

J.T. Abdolreza оценил влияние накатывания вольфрамовым шариком диаметром 20 мм на микроструктуру поверхностного слоя нержавеющей стали AISI 316L [4]. Методом рентгенографического анализа и просвечивающей электронной микроскопии установлено наличие ультрадисперсных и наноразмерных равноосных зерен со средним размером 200 и 70 нм и случайными ориентациями. Кроме того, наблюдались структурные изменения в виде увеличения микротвердости с 200 до 450 HV и деформационного мартенситного превращения. Данные эффекты возрасли с увеличением числа ходов инструмента.

В работе [5] методами тонких физических исследований установлены некоторые закономерности, протекающие в ПС при обработке ППД вольфрамовым шариком диаметром 6 мм. Наличие больших значений остаточных напряжений

(866...1315 МПа) авторы связывают с образованием металлического валика впереди инструмента и атомной перестановкой частиц металла через механизм "нагромождения". Подобный механизм упрочнения рассмотрен в работе [6]. Как отмечено авторами, увеличение полной ширины половин максимумов (FWHM) связано с повышением плотности дислокационной сетки и локализацией больших значений пластической деформации. При обработке с давлением 50 МПа количество зерен с малоугловыми границами увеличивается до 96 % (глубина 50 мкм). Образование малоугловых границ зерна ( $1^\circ < \theta \leq 15^\circ$ ) затрудняет скольжение между зернами и в результате приводит к упрочнению материала, что подтверждено исследованием Р.З. Валиева [7].

Н.К. Кыонг показал, что при ППД в стесненных условиях плотность дислокаций увеличивается в 1,26 раза, а при обкатывании инструментом специальной конструкции — двухрадиусным роликом — в 2,5 раза [8].

В работе [9] установлено, что после обкатывания шариком диаметром 3 мм на поверхности наблюдаются трехмерные квазиизотропные зерна размерами 30...100 нм. Авторы отмечают, что обкатывание шариком приводит к неоднородному характеру деформирования и формирует сложную, запутанную дислокационную систему. Наряду с дислокациями, индуцированными скольжением, возникают дислокации за счет геометрических искажений.

На кафедре технологии машиностроения КузГТУ разработаны новые конструкции деформирующих инструментов, имеющих специальный рабочий профиль. Одним из инструментов является мультирадиусный ролик (МР-ролик) [патент 2557377 РФ] (рис. 1) [10].

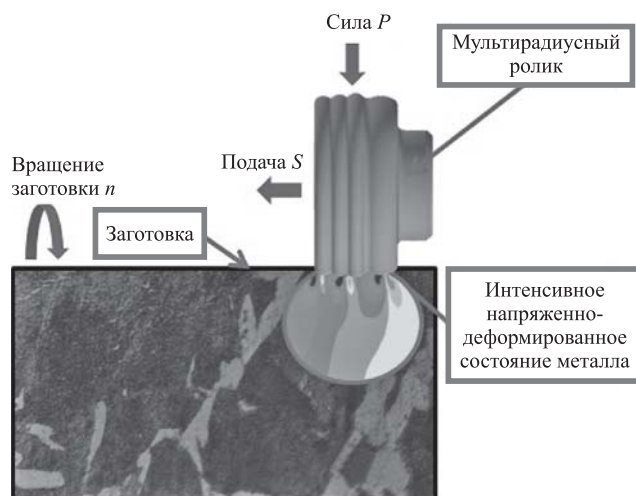


Рис. 1. Схема взаимодействия МР-ролика с обрабатываемой деталью

Малая изученность процесса обработки сложнопрофильным инструментом предполагала проведение теоретических и экспериментальных исследований, в том числе: конечно-элементное моделирование (МКЭ), станочный эксперимент по обкатыванию МР-роликом; исследование структуры и дюрометрических свойств образцов.

**Цель работы** — расширение технологических возможностей и выявление новых закономерностей процесса ППД за счет применения новой конструкции деформирующего инструмента, создающей большее гидростатическое давление в очаге деформации.

### Методика исследований

На основе работ, посвященных учету технологического наследования (ТН) в процессах обработки резанием, ППД и эксплуатационного усталостного нагружения [11, 12], проведено конечно-элементное моделирование (МКЭ) напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя металла после обработки МР-роликом. Моделирование и анализ задачи в Ansys проходили в несколько этапов. Первый этап включал в себя построение геометрической модели обрабатываемой детали и инструмента. На поверхность жестко закрепленной по нижним и боковым границам цилиндрической детали (80×60 мм) со свойствами, приведенными в табл. 1, воздействует мультирадиусный ролик с профильными радиусами:  $R_{пр1} = 1$  мм с натягом  $h_{д1} = 0,05$  мм;  $R_{пр2} = 1$  мм с натягом  $h_{д2} = 0,10$  мм;  $R_{пр3} = 1$  мм с натягом  $h_{д3} = 0,15$  мм;  $R_{пр4} = 3$  мм с натягом,  $h_{д4} = 0,05$  мм. На втором этапе решали задачу, состоящую из 340 шагов. Вначале индентор находился на расстоянии 0,3 мм от поверхности, чтобы "не задеть" пластическую волну. Поверхность заготовки при этом не имела пластической зоны — очага деформации. Все перемещения осуществлялись от исходного положения в системе координат XYZ. Каждый шаг выполнялся в несколько ходов: 1-й ход — смещение индентора вниз по оси Y на 0,32 мм (создается внедрение с натягом 0,02 мм); 2-й ход — смещение индентора влево по X на 0,1 мм (осуществляется отвод индентора и смещение на величину подачи 0,1 мм); 3-й ход — смещение индентора вниз по оси Y на 0,32 мм (создается внедрение, т.е. натяг 0,02 мм); 4-й ход — смещение индентора влево по X на 0,2 мм (осуществляются отвод индентора и смещение на величину подачи 0,1 мм). На третьем этапе выполняли пост-процессорную обработку. Моделируемый металл считался изотропным с параметрами, соответ-

ствующими механическим параметрам стали 45 (ГОСТ 1050—2013) в состоянии поставки. Ввиду малого нагрева при обработке ППД возникающие деформации имели только механическую природу. Использованная билинейная аппроксимация кривой течения учитывала упрочнение металла (см. табл. 1). После решения задачи в выделенном сечении для каждого шага моделирования фиксировали: координаты узлов, составляющие вектора смещений узлов, компоненты тензора напряжений, компоненты тензора упругой, пластической и суммарной упругопластической деформации.

Экспериментальные исследования заключались в изготовлении кольцевых образцов диаметром 60 мм из отожженной стали 45 (150...180 HV) одной поставки и обкатывании МР-роликом по режимам, представленным в табл. 2.

Механическая обработка включала черновое и чистовое точение с малыми припусками 0,25 и 0,15 мм соответственно, подачи 0,07 мм/об и частотой вращения шпинделя 1600 мин<sup>-1</sup>. После этого проводили предварительное и окончательное шлифование наждачной бумагой с малой зернистостью. Такая обработка позволила исключить влияние шероховатости и дефектного слоя заготовки на качество обработанной поверхности детали.

Таблица 1

**Физические и механические свойства металла и параметры кривой текучести (сталь 45, ГОСТ 1050—2013)**

Параметр	Значение
Модуль Юнга $E$ , МПа	$2 \cdot 10^{11}$
Плотность $\rho$ , кг/м <sup>3</sup>	7800
Коэффициент Пуассона $\nu$	0,3
Коэффициент трения $\eta$	0,21
Экстраполированный предел текучести $\sigma_{эп}$ , МПа	$3,66 \cdot 10^8$
Тангенциальный модуль упругости $T_{мод}$ , МПа	$2,596 \cdot 10^6$

Таблица 2

**Состояние образцов и режимы поверхностного пластического деформирования**

Номер режима, состояние образца	Сила обкатывания $P$ , Н	Подача $S$ , мм/об	Частота вращения детали $n$ , мин <sup>-1</sup>
1, исходное состояние (электрополировка)	—		
2, обработка МР-роликом по режиму № 1	2000	0,07	630
3, обработка МР-роликом по режиму № 2	2500		

Обработку ППД мультирадиусным роликом диаметром 60 мм проводили на токарно-винторезном станке с использованием специальной роликовой установки по двум режимам, отличающимся между собой силой обкатывания.

Микротвердость HV измеряли на приборе DuraScan-20 по вертикали от поверхности в 11 сечениях, в каждом из которых было нанесено по 30 отпечатков под нагрузкой 0,981 Н (0,1 кгс). Микроструктуру материала изучали на оптическом микроскопе "Альтами" METIMT, который позволяет увеличивать изображение структуры более чем в 1000 раз.

### Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 2 представлены распределения компонент тензора напряжений после 339-го и 340-го шага. Осевая компонента  $\sigma_x$  после 339-го, 340-го шага изменяется от  $-991$  до  $+452$  МПа.

Наибольшие значения сжимающих напряжений ( $-755...-636$  МПа) можно наблюдать на 339-м шаге нагрузки преимущественно перед малыми деформируемыми элементами (ДЭ) ( $R_{пр1}, R_{пр2}, R_{пр3}$ ). На 340-м шаге разгрузки сжимающие напряжения достигают значений ( $-348...-220$  МПа).

Радиальная компонента  $\sigma_y$  характеризуется высокими значениями ( $-1050...-790$  МПа) сжимающих напряжений на шаге 339 (нагрузка), в области образования пластической волны металла впереди ДЭ ( $R_{пр1}$ ). На 340-м шаге (разгрузка) значения  $\sigma_y$  варьируются от  $-720$  до  $-160$  МПа преимущественно под малыми ДЭ ( $R_{пр1}, R_{пр2}, R_{пр3}$ ). Касательная компонента  $\sigma_{xy}$  на этапе нагружения достигает отрицательных значений ( $-233...-116$  МПа) преимущественно в передней зоне очага деформации (ОД). В задней зоне ОД преобладают положительные значения ( $116...160$  МПа). Результаты МКЭ показали, что при обработке МР-роликом накопление деформации и исчерпание запаса пластичности происходят волнообразно, число и расположение "волн" соответствует числу ДЭ.

Установлено, что в верхних зонах очага деформации металл находится в условиях сжатия. Сред-

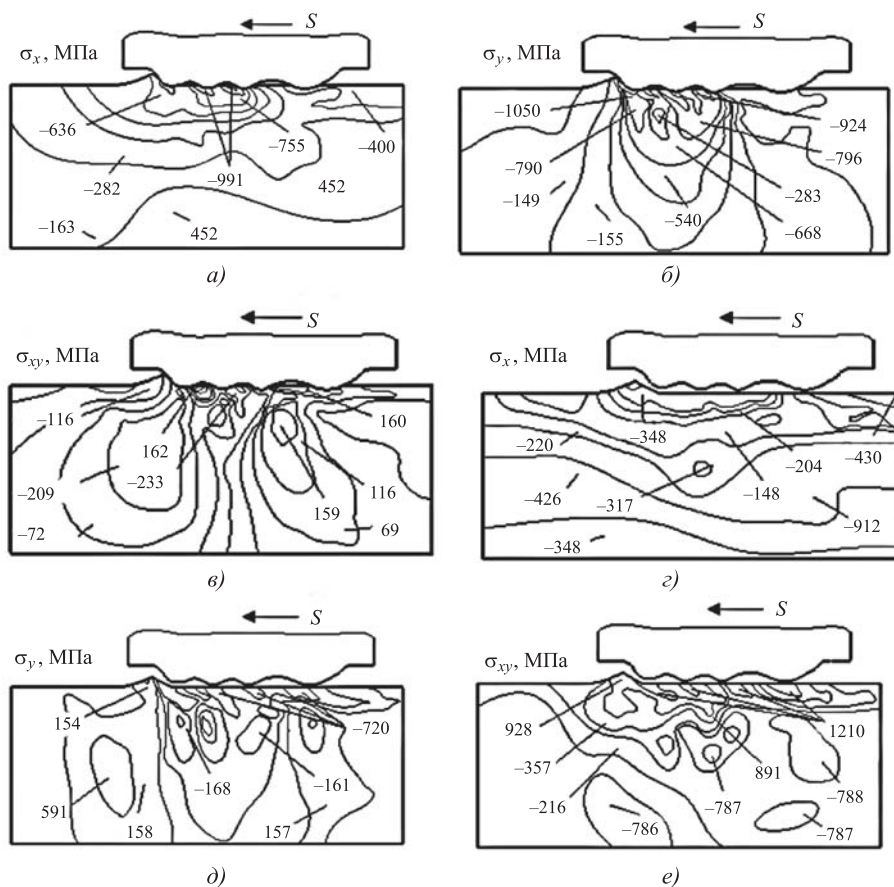


Рис. 2. Распределение компонент тензора напряжений ( $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_{xy}$ ) после 339-го (а–в) и 340-го (г–е) шагов моделирования

нее нормальное напряжение повторяет тенденции изменения компонент напряженного состояния и показывает, что очаг деформации находится в условиях сжатия. При этом под вторым и третьим деформируемыми элементами создаются условия, при которых действует максимальное гидростатическое давление, достигающее 1150 МПа (рис. 3) [13]. Ввиду сложной картины течения металла в тех же характерных зонах в соответствии с теми же тенденциями скорости деформации неоднократно меняют величину и знак. Тем самым накопление степени деформации сдвига и исчер-

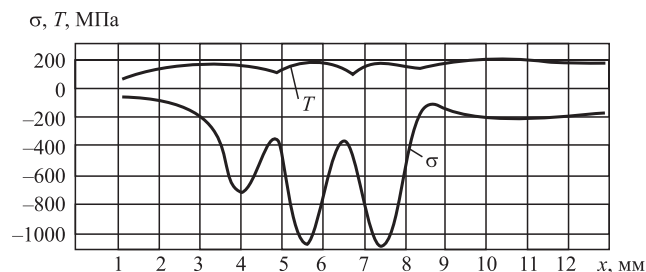


Рис. 3. Распределение среднего нормального напряжения и интенсивности касательных напряжений

Таблица 3

Параметры шероховатости стали 40 после обработки МР-роликом

Номер режима, состояние образца	Параметры шероховатости (средние значения), мкм			
	Среднее арифметическое отклонение профиля $Ra$	Среднее квадратическое отклонение профиля $Rq$	Наибольшая высота профиля $Rmax$	Средний шаг неровностей $Sm$
1, исходное состояние	0,826	1,062	5,648	122,2
2, обработка МР-роликом с силой 1800 Н	0,288	0,403	2,321	112,4
3, обработка МР-роликом с силой 2000 Н	0,260	0,378	2,759	111,6

пания запаса пластичности металла происходит непрерывно при отрицательном значении показателя схемы напряженного состояния. При этом даже при существенной накопленной деформации  $\Lambda \approx 7$  вследствие благоприятной схемы деформирования степень исчерпания запаса пластичности не превышает  $\Psi \leq 0,62$  (рис. 4).

В качестве примера (табл. 3) приведены параметры шероховатости стали 40 после обработки МР-роликом по аналогичным режимам.

На рис. 5 представлена схема измерения микротвердости. Установлено, что по сравнению с исходным состоянием после обработки МР-роликом наблюдается увеличение микротвердости не только в тонком ПС (глубина 50 мкм), но и на глубине 1710 мкм (рис. 6). В зоне пластической волны характерны высокие значения микротвердости: 264...360 HV на глубине 50...630 мкм и средние значения микротвердости на границе очага деформации 230...260 HV при глубине 630...900 мкм.

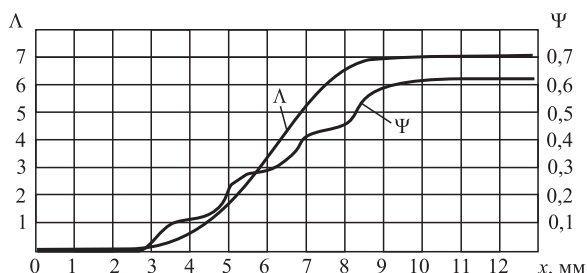


Рис. 4. Накопление степени деформации сдвига и изменение степени исчерпания запаса пластичности металла

На границе очага деформации на глубине 900...1350 мкм наблюдаются значения микротвердости 246...255 HV. Также характерны высокие значения микротвердости 270...280 HV на небольшой глубине 50...540 мкм. В зоне контакта обрабатываемой поверхности с первым ДЭ ролика  $R_{пр1} = 1$  мм выявлены высокие значения микротвердости 253...290 HV на малой глубине 50...270 мкм и невысокие значения микротвердости на границе оча-

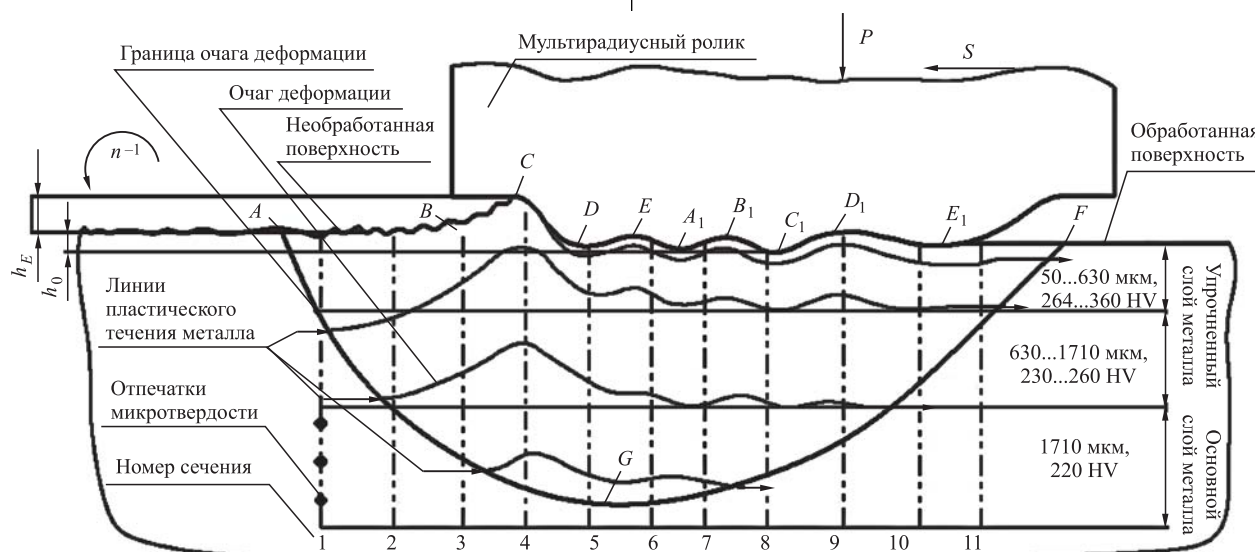


Рис. 5. Схема измерения микротвердости:

$A$  — точка начала пластической волны;  $B$  — точка начала подъема пластической волны;  $C$  — точка вершины пластической волны;  $D$  — точка, характеризующая заднюю часть пластической волны;  $E, F, G, A_1, B_1, C_1, D_1, E_1$  — точки, характеризующие пластические волны от других инденторов МР-ролика;  $h_E$  — расчетный натяг;  $h_0$  — действительный натяг



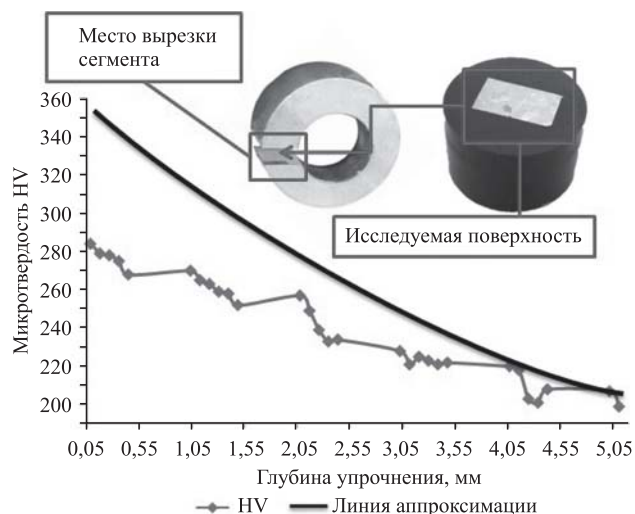


Рис. 6. График изменения микротвердости в 1-м сечении

га деформации 200...224 HV на глубине 1170 мкм. Зона контакта обрабатываемой поверхности со вторым и третьим инденторами  $R_{пр2} = 1$  мм  $R_{пр3} = 1$  мм характеризуется высокими значениями микротвердости, особенно на вершине пластической волны 269...314 HV. Зона контакта четвертого радиуса ролика  $R_{пр4} = 3$  мм характеризуется средними значениями микротвердости 234...250 HV.

На рис. 7 представлена микроструктура исследуемых образцов в исходном состоянии и после обработки МР-роликом по режиму № 1.

В работе [14] проведено исследование структуры стали 45 после обработки МР-роликом. Установлено, что в исходном состоянии отожженная сталь имеет феррито-перлитную структуру (рис. 7, а). В результате ППД МР-роликом в ПС регистрируется вытягивание перлитных ламелей в направлении пластического течения металла (рис. 7, б). Полученные результаты подтвердили наличие наноразмерных зерен в тонком поверхностном слое.

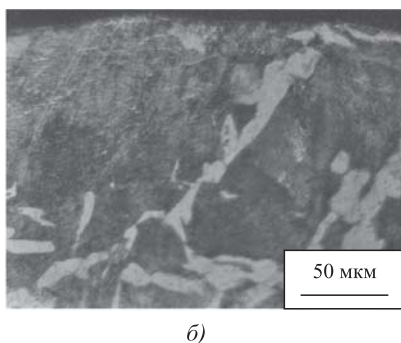
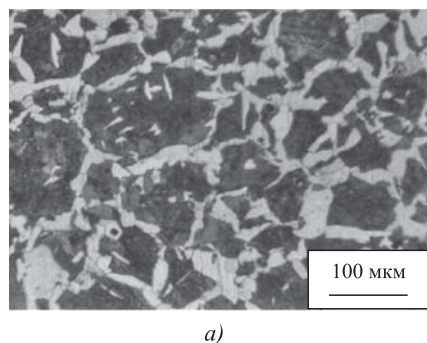


Рис. 7. Микроструктура стали 45:

а — исходное состояние (отжиг + электрополировка); б — ППД с использованием МР-ролика по режиму № 1

## Заключение

Исследовано влияние поверхностной пластической деформации с использованием МР-ролика на структурное состояние и микротвердость поверхностного слоя отожженной стали 45.

МКЭ-моделирование процесса ППД мультирадиусным роликом позволило выявить картину пластического течения металла в очаге деформации в условиях сложного напряженного состояния. Установлено, что геометрия рабочей части МР-ролика позволяет накапливать большие значения деформаций без разрушения металла поверхностного слоя, что в результате позволяет обеспечить циклическую долговечность и циклическую трещиностойкость.

Обработка МР-роликом приводит к существенным структурным изменениям, в том числе к увеличению микротвердости до 360 HV и снижению шероховатости. Выявлены закономерности процесса упрочнения мультирадиусным инструментом с высоким гидростатическим давлением и большим числом участков квазиомонотонной деформации. Результаты свидетельствуют о существенном упрочнении без разрушения металла и образовании наноразмерных зерен, что позволяет повысить свойства обкатанных изделий в условиях приложения высоких эксплуатационных нагрузок.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Jafari Tadi A, Hosseini S.R., Naderi Semiroми M. Influence of surface nano/ultrafine structure formed via pre-deep rolling process on the plasma nitriding characteristics of the AISI 316L stainless steel // Int. NanoLett. 2017. Vol. 7. P. 217—223.
2. Nikitin I., Altenberger I. Comparison of the fatigue behavior and residual stress stability of laser-shock peened and deep rolled austenitic stainless steel AISI-304 in the temperature range 25—600 °C // Mater. Sci. Eng. 2007. Vol. 465. P. 176—182.
3. Altenberger I., Scholtes B., Martini U., Oettel H. Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304 // Mater. Sci. Eng. 1999. Vol. 264. P. 1—16.
4. Abdolreza J.T. Formation of Surface Nano/Ultrafine Structure using Deep Rolling Process on the AISI 316L Stainless Steel // Material Science & Engineering International Journal. 2017. Vol. 1. Iss. 3. P. 00015—00021.
5. Kumar D., Idapalapati S., Wang W., Bhowmik A. Microstructural Characteristics and Strengthening Mechanisms in a Polycrystalline Ni-Based Superalloy under Deep Cold Rolling // Materials Science & Engineering A. 2019. P. 1—33.

6. **Pascale Balland V.M., Laurent Tabourot, Fabien De-gre.** Mechanics of the burnishing process // *Precis. Eng.* 2013. Vol. 37. P. 129–134.

7. **Valiev R.Z.** Nanostructuring of metals by severe plastic deformation for advanced properties // *Nat. Mater.* 2004. Vol. 3. P. 511–516.

8. **Кьонг Н.К.** Повышение качества мало жестких валов поверхностным пластическим деформированием в стесненных условиях: дис... канд. техн. наук: 05.02.08. Иркутск, 2018. 149 с.

9. **Классен Н.В., Кобелев Н.П. и др.** Особенности градиентных наноструктур, образованных деформированием // *Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. научных трудов. В 3 кн. Материаловедение.* Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2017. С. 11–121.

10. **Пат. 2557377 РФ.** Ролик обкатной мультирадиусный / В.Ю. Блюменштейн, А.А. Кречетов, М.С. Махалов, О.А. Останин. № 2013135795/02; заявл. 30.07.2013; опубл. 20.07.2015, Бюл. № 2.

11. **Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М.** Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. М.: Машиностроение, 2007. 400 с.

12. **Кречетов А.А.** Методика расчета параметров механического состояния поверхностного слоя деталей машин // *Вестник КузГТУ.* 2001. № 5. С. 27–31.

13. **Блюменштейн В.Ю.** Механика технологического наследования как научная основа проектирования сложнопольных инструментов для упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием // *Научные технологии в машиностроении.* 2017. № 8 (74). С. 7–17.

14. **Исследование** качества поверхностного слоя при обработке мультирадиусным деформирующим инструментом / В.Ю. Блюменштейн, В.А. Кукареко, А.Н. Григорчик, К.С. Митрофанова // *Жизненный цикл конструктивных материалов (от получения до утилизации): материалы VIII Всероссийской научно-технической конференции с международным участием.* 2018. С. 21–29.

УДК 621.048

**М.А. Тамаркин, Э.Э. Тищенко, Т.С. Сосницкая, О.А. Рожненко**  
(Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)  
E-mail: [tehn\\_rostov@mail.ru](mailto:tehn_rostov@mail.ru)

## Проектирование технологических процессов обработки шарико-стержневым упрочнителем с учетом обеспечения их надежности

*Представлены результаты исследований процесса обработки шарико-стержневым упрочнителем — многоконтактным виброударным инструментом. Приведена схема процесса обработки, описана область применения. Исследована надежность технологического процесса. Даны практические рекомендации для проектирования технологических процессов с учетом обеспечения их надежности.*

**Ключевые слова:** обработка поверхностным пластическим деформированием, шарико-стержневой упрочнитель, надежность технологического процесса.

*The results of the ball-rod hardener processing — multi-contact vibro-shock tool are presented. The processing process diagram is given, the field of application is described. The process reliability are studied. Practical recommendations are given for the design of manufacturing methods taking into account their reliability.*

**Keywords:** surface plastic deformation treatment, ball-rod hardener, process reliability.

Необходимость повышения прочности и усталостной долговечности деталей машин, работающих в условиях циклических нагрузок, является актуальной задачей современного машиностроительного производства. При этом длительность жизненного цикла таких изделий во многом зависит от наличия конструктивных концентраторов напряжений (отверстий, канавок, галтелей, пазов и т.п.). Наличие таких элементов может уменьшить усталостную долговечность детали в 2...4 раза.

При проектировании рациональных технологических процессов технолог всегда стремится

сократить затраты на производство продукции. Если имеется такая возможность, деталь, имеющую концентраторы напряжений, на финишных операциях технологического процесса подвергают не объемной обработке, а местной. Это особенно актуально для крупногабаритных деталей, объемная обработка которых затруднительна или значительно увеличивает себестоимость изделия.

На основании многочисленных исследований в области технологии машиностроения установлено, что для увеличения прочности и усталостной долговечности деталей широко используются ме-

тоды местного поверхностно-пластического деформирования (ППД) с помощью компактных устройств, позволяющих проводить обработку поверхности отверстий, переходных зон, сварных швов и т.п. Такие элементы встречаются у подавляющего большинства деталей машин. Применение методов местной обработки ППД позволяет повышать эксплуатационные свойства деталей сложной формы и большого диапазона размеров, изготовленных из различных материалов, а также деталей малой жесткости типа труб, панелей, различных профилей. Малые размеры устройств для местной обработки ППД позволяют также применять их в условиях ремонтного производства без разборки конструкции.

Для осуществления процесса местной обработки ППД деталей сложной конфигурации, имеющих небольшой перепад профиля по высоте, на кафедре "Технология машиностроения" ДГТУ под руководством профессора А.П. Бабичева изобретено специальное устройство — шарикостержневой упрочнитель (ШСУ), которое позволяет обеспечить упрочняющую обработку деталей небольшой площади, либо местное упрочнение участков поверхности, содержащих концентраторы напряжений [1–3]. Схема устройства представлена на рис. 1. В качестве силового привода используется пневмомолоток, на котором закреплен корпус упрочнителя. Боек силового привода наносит удары с частотой порядка 40 Гц по нескольким слоям стальных шаров, которые передаются пакету круглых стержней, установленному в цанговом зажиме. Наличие нескольких слоев

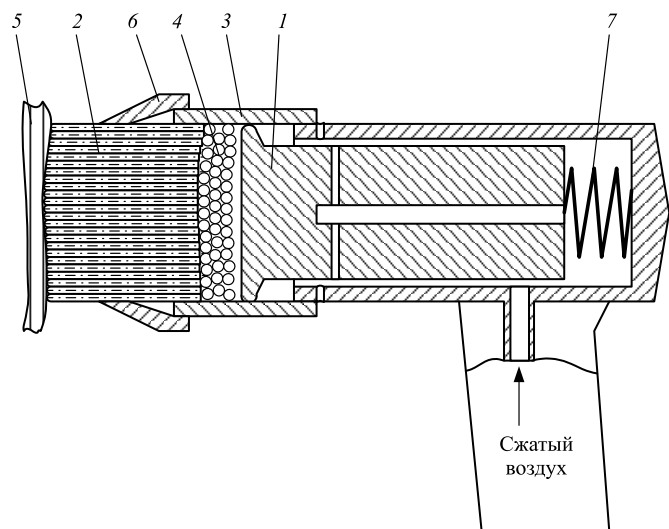


Рис. 1. Схема многоконтактного виброударного инструмента ШСУ:

1 — силовой привод; 2 — пакет круглых стержней; 3 — корпус упрочнителя; 4 — стальные шары; 5 — обрабатываемая деталь; 6 — цанговый зажим; 7 — упругий элемент

шаров позволяет стержням, имеющим сферическую заточку рабочей поверхности, копировать фасонный профиль обрабатываемой детали.

При исследовании технологических возможностей процесса обработки ШСУ установлено, что наибольшее влияние на качество поверхностного слоя обработанных деталей оказывают энергия удара, диаметр заточки стержней и число стержней в пакете, подача устройства вдоль обрабатываемой поверхности [2, 3]. Технологические возможности устройства сочетают достоинства вибрационной обработки (обработка гибкой гранулированной средой) и значительные силы соударения, характерные для чеканки и дробеструйной обработки.

Процесс обработки позволяет обеспечить хорошую интенсивность упрочнения, снижение шероховатости обрабатываемой поверхности и формирование сжимающих остаточных напряжений, что обеспечивает повышение эксплуатационных свойств обработанных деталей.

Исследования процесса шарико-стержневого упрочнения были проведены в рамках научной школы профессора А.П. Бабичева. Его ученики, Г.А. Прокопец, В.Н. Аксенов, Н.Г. Холоденко и другие, установили влияние некоторых технологических параметров устройства на качество обработанной поверхности, разработали методику расчета и выбора конструктивных параметров устройства, расширили область применения устройства, применив его для нанесения регулярных микрорельефов.

В работе [4] предложена модель формирования шероховатости обработанной поверхности с учетом режимов обработки и физико-механических свойств обрабатываемого материала. Изучен процесс формирования упрочнения поверхностного слоя обрабатываемых деталей. Однако моделирование профиля шероховатости проведено с использованием сложной теоретико-вероятностной модели. При моделировании формирования упрочненного поверхностного слоя не учтены некоторые его физико-механические параметры.

На основании работ А.С. Шведовой и А.Г. Исаева [2, 5] установлены теоретические зависимости для определения:

— параметра шероховатости обработанной поверхности:

$$Rz = 0,03 \sqrt{\frac{E_y \eta}{DMHB^{1,12}}}; \quad (1)$$

— глубины упрочненного слоя:

$$h_y = \sqrt[8]{\left(\frac{E_y \eta}{DMHB^{1,12}}\right)^3}; \quad (2)$$

— степени деформации:

$$\varepsilon = 1,134 \sqrt[4]{\frac{E_y \eta}{D^3 M H B^{1,12}}}; \quad (3)$$

— времени обработки:

$$t = \frac{16 h_{\max} F D^2}{V_s f_B}, \quad (4)$$

где  $E_y$  — энергия удара бойка;  
 $\eta$  — коэффициент полезного действия ШСУ;  
 $D$  — диаметр заточки стержней;  
 $M$  — число стержней в пакете;  
 $H B$  — твердость материала детали по Бринеллю;  
 $F$  — число повторяющихся ударов в одну и ту же точку обрабатываемой поверхности;  
 $h_{\max}$  — максимальная глубина внедрения стержня в поверхность детали;  
 $V_s$  — объем деформируемого металла при единичном взаимодействии стержня с поверхностью детали;  
 $f_B$  — частота ударов бойка.

При проведении собственных исследований эти зависимости использованы для определения параметров качества поверхности, обработанной шарико-стержневым упрочнителем, и проектирования рациональных технологических процессов.

Немаловажную роль при проектировании технологического процесса играет обеспечение его надежности. Под надежностью технологических систем и осуществляемых ими технологических процессов, согласно ГОСТ 27.202—83 [6], понимают их свойство обеспечивать требуемые точность и качество детали, получаемые обработкой заготовки на одном или нескольких этапах. При контроле технологических процессов по рассеянию размеров после обработки поверхности детали определяют значения показателей точности и используют следующие коэффициенты.

1. Коэффициент точности (по контролируемому параметру):

$$K_T = \frac{\omega^P}{T}, \quad (5)$$

где  $\omega^P$  — поле рассеяния, или разность максимального и минимального значений контролируемого параметра за установленное (контрольное) время;

$T$  — допуск на контролируемый параметр.

При нормальном законе распределения контролируемого параметра

$$\omega^P = 6\sigma,$$

где  $\sigma$  — среднеквадратическое отклонение контролируемого параметра.

Процесс или его элемент стабильно обеспечивают точность контролируемого параметра, если

$$K_T \leq K_{T0} \leq 1,$$

где  $K_{T0}$  — нормативное (предельное, технически обоснованное) значение  $K_T$ .

2. Коэффициент мгновенного рассеяния (по контролируемому параметру):

$$K_p = \frac{\omega^P(t)}{T}, \quad (6)$$

где  $\omega^P(t)$  — поле рассеяния контролируемого параметра в момент времени  $t$ .

3. Коэффициент смещения (контролируемого параметра):

$$K_c(t) = \frac{\bar{\Delta}(t)}{T}, \quad (7)$$

где  $\bar{\Delta}(t)$  — среднее значение отклонения контролируемого параметра относительно середины поля допуска в момент времени  $t$ ,

$$\bar{\Delta}(t) = |\bar{y}(t) - y_0|,$$

где  $\bar{y}(t)$  — среднее значение контролируемого параметра;

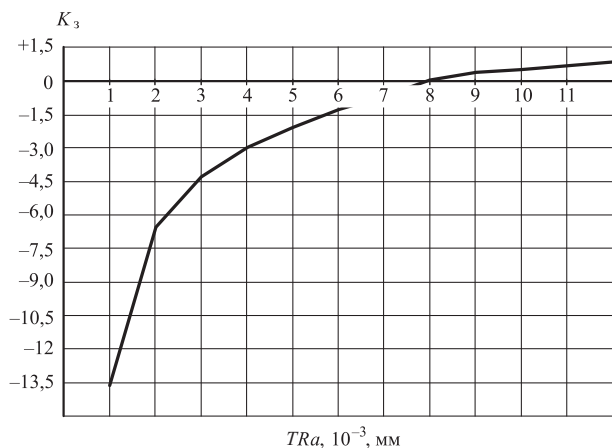
$y_0$  — значение параметра, соответствующее середине поля допуска (при симметричном поле допуска значение  $y_0$  совпадает с номинальным значением параметра  $y_{\text{ном}}$ ).

4. Коэффициент запаса точности (по контролируемому параметру):

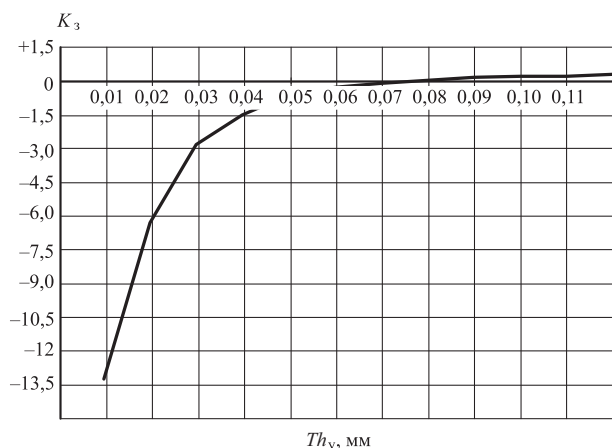
$$K_3(t) = 0,5 - K_c - 0,5K_p. \quad (8)$$

Исследования в области надежности технологического процесса обработки ШСУ ранее не проводились.

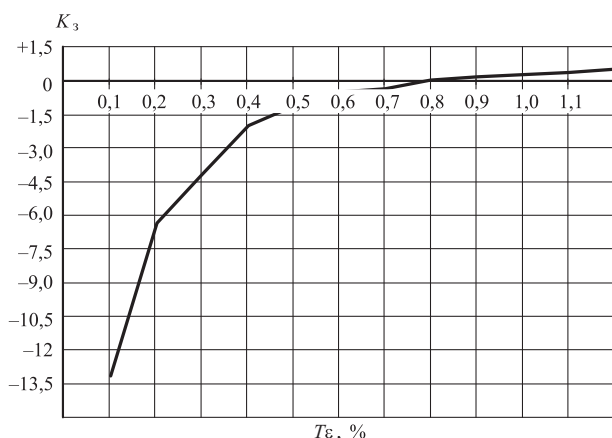
Используем для проектирования технологических процессов обработки ШСУ представленные ранее зависимости (1)—(3), адекватность которых доказана по результатам исследований авторов. Для получения наглядного представления о влиянии технологических параметров и заданной точности обработки на обеспечение надежности процесса обработки ШСУ проведем расчеты параметров надежности. Чтобы определить значения коэффициентов, представленных в ГОСТ 27.202—83, примем следующую методику расчета: зададим возможный разброс технологических факторов (радиуса заточки стержней, КПД, энергии удара, физико-механических свойств материала) в пределах 5, 10 и 15 %, определим разброс параметров качества поверхностного слоя и рассчитаем значения коэффициентов надежности. Используя возможности компьютерного модели-



**Рис. 2.** Зависимость коэффициента запаса точности от допуска на параметр шероховатости поверхности  $Ra$ . Материал детали — сталь 45, число стержней — 19, диаметр заточки стержней — 5 мм. Разброс технологических факторов 5 %



**Рис. 3.** Зависимость коэффициента запаса точности от допуска на глубину упрочненного слоя. Материал детали — ХВГ, число стержней — 40, диаметр заточки стержней — 8 мм. Разброс технологических факторов 15 %



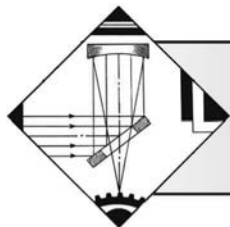
**Рис. 4.** Зависимость коэффициента запаса точности от допуска на степень деформации  $\epsilon$ . Материал детали — Д16, число стержней — 19, диаметр заточки стержней — 12 мм. Разброс технологических факторов 10 %

рования с помощью программы Math Cad, построим графики зависимости коэффициента запаса точности  $K_3(t)$  от допуска на контролируемый параметр для различных сочетаний технологических параметров процесса и различных материалов обрабатываемых деталей. Согласно условию контроля точности коэффициент  $K_3(t)$  должен быть положителен. В этом случае технологический процесс считается надежным. На рис. 2—4 представлены некоторые результаты исследований надежности процесса обработки ШСУ.

По результатам проведенных исследований разработана методика проектирования технологических процессов с учетом обеспечения их надежности и элементы САПР в виде программного модуля. С использованием программы рассчитываются показатели точности процесса по формулам (1)—(3). Далее пользователем вводятся поля рассеяния исходных величин (технологических режимов и физико-механических свойств материала детали). Определяются поля рассеяния значений контролируемого параметра, среднее значение отклонения контролируемого параметра относительно середины поля допуска. Рассчитывается значение коэффициента запаса точности по зависимости (8). В случае выполнения условия  $K_3 > 0$ , рассчитывается время обработки по зависимости (4) для каждого варианта сочетаний технологических параметров и выбирается вариант, обеспечивающий минимальное время обработки, которое и считается рациональным.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. А. с. 1539051 СССР. Устройство для поверхностной отделочно-упрочняющей обработки деталей / И.А. Бабичев и др. Опубл. 30.01.90, Бюл. № 4. 3 с.
2. Шведова А.С. Повышение эксплуатационных свойств деталей при обработке динамическими методами поверхностного пластического деформирования: дис. ... канд. техн. наук. Ростов н/Д., 2016. 144 с.
3. Тамаркин М.А. и др. Повышение качества поверхностного слоя и безопасности процесса при обработке деталей шарико-стержневым упрочнением // Вестник РГАТУ им. П.А. Соловьева. 2017. № 2 (41). С. 82—88.
4. Щерба Л.М. Проектирование технологических процессов виброударной отделочной обработки шарико-стержневым упрочнителем с учетом снижения шума в рабочей зоне: дис. ... канд. техн. наук. Ростов н/Д., 2003. 166 с.
5. Исаев А.Г. Обеспечение акустической безопасности при шарико-стержневым упрочнении с учетом достижения заданных параметров качества поверхностного слоя (на примере плоских деталей): дис. ... канд. техн. наук. Ростов н/Д., 2017. 126 с.
6. ГОСТ 27.202—83. Надежность в технике. Технологические системы. Методы оценки надежности по параметрам качества изготавливаемой продукции.



## Технологические системы получения газотермических покрытий

*Предложена и проанализирована структурная схема технологических систем получения газотермических покрытий. Предупреждение и устранение отказов газотермических покрытий обеспечивается при системном подходе к контролю всех операций, переходов и технологического оснащения на стадиях подготовки изделий к напылению, газотермического напыления и последующей обработки напыленных покрытий.*

**Ключевые слова:** газотермические покрытия, подсистемы газотермического напыления, подсистемы обработки покрытий, технологические системы, технологичность газотермических покрытий, управление свойствами покрытий.

*Structural diagram of technological systems for production of thermal spray coatings is proposed and analyzed. The prevention and elimination of failures of thermal spray coatings is provided with systematic approach to monitoring all technological operations, operating steps and technological equipment at the stages of preparing products for spraying, thermal spraying and subsequent processing of sprayed coatings.*

**Keywords:** thermal spray coatings, thermal spray subsystems, coating processing subsystems, technological systems, manufacturability of thermal spray coatings, control of coating properties.

### Введение

Среди большого разнообразия методов нанесения покрытий и модифицирования поверхностей — химических, электрохимических (гальванических), химико-термических (цементация, азотирование, цианирование и т.д.), физических (лазерная и электронно-лучевая порошковая наплавка) особое место занимают методы газотермического напыления (ГТНП) — газопламенное (ГПН), высокоскоростное газопламенное (ВГПН), электродуговое (ЭДМ), плазменное (ПН), детонационно-газовое (ДГН) и др. Большой научный и практический интерес к этим методам обусловлен их широкими возможностями как по виду напыляемых материалов покрытий с гомогенной, гетерогенной или смешанной структурой с разнообразными требуемыми свойствами, так и послойного выращивания изделий различного типоразмера и геометрии [1–4]. Этим обусловлено проведение широкого спектра фундаментальных и прикладных исследований данных процессов,

а также разработкой новых разновидностей процессов, вплоть до принципиально новых, как, например, холодное газодинамическое напыление (ХН). Краткая характеристика способов газотермического напыления приведена в таблице. Большое разнообразие способов ГТНП, их разновидностей и комбинаций, оборудования, специальных материалов, рабочих газов, технологических процессов напыления и смежных операций, технологических режимов приводит к довольно широкому разбросу контролируемых свойств покрытий. Приведенные в таблице данные являются усредненными.

Технологические системы (ТС) производства газотермических покрытий (ГТП) являются подсистемами ТС более высокого уровня по производству деталей. Тем не менее они сложны и оказывают существенное, а часто и определяющее, влияние на качество и надежность деталей. В ТС ГТП входят, по крайней мере, три подсистемы: 1) подготовка деталей к газотермическому напылению; 2) газотермическое напыление; 3) обработка

**Характеристика основных способов газотермического напыления [1–4]**

Характеристики	Способы газотермического напыления					
	ГПН	ЭДМ	ДГН	ВГПН	ПН	ХН
Струя напылительного газа: температура, °С скорость, м/с газ (окислитель/горючее)  мощность, кВт	3000 80...100 O <sub>2</sub> /C <sub>2</sub> H <sub>2</sub> , пропан, водород	4000 50...100 Воздух, азот, аргон	4000 Св. 2500 O <sub>2</sub> /C <sub>2</sub> H <sub>2</sub> , пропан, бу- тан, водород	3000 500...2000 O <sub>2</sub> /природный газ; этилен, пропилен, пропан, керосин, H <sub>2</sub>	10 000...15 000 300...1000 Ar, He, H <sub>2</sub> , N <sub>2</sub> , смеси	0...700 300...1200 N <sub>2</sub> , He, воздух  —
Напыляемый материал в струе: температура, °С скорость, м/с	2500 40...100	До 3000 50...150	До 2500 500...750	3000 800	Св. 3800 50...400	250 300...1500
Покрытие: пористость, % толщина, мм прочность сцепления	10...15 (0*) 0,1...2,5 Умеренная	10...20 0,1...2,0 Средняя	До 2,0 0,1...0,4 Высокая	До 2 0,05...2,0 Высокая	5...10 0,1...1,5 Высокая	До 5 0,25...0,6 Высокая
Производительность по распыляемому материалу, кг/ч	2...6	10...25	1	1...9	2...10	1...5

\* Для покрытий из самофлюсующихся сплавов после оплавления.

напыленных покрытий. В отдельную подсистему могут быть отнесены технологическое оснащение и операции изготовления и подготовки к напылению материалов покрытий.

Все операции и технологические переходы, выполняемые в этих подсистемах, взаимосвязаны, конечные характеристики деталей с покрытиями формируются всем комплексом технологических воздействий и изменяются при эксплуатации машины и ее техническом обслуживании.

В подсистеме подготовки выполняются технологические операции подготовки поверхностей деталей под газотермические покрытия, включая требования к размерам и геометрии напыляемых поверхностей, методы очистки деталей, придания шероховатости для обеспечения высокой прочности сцепления покрытий и удаления адсорбатов и конденсатов.

Формирование структуры и свойств газотермических покрытий в подсистеме ГТПН определяется совокупностью большого числа постоянных и переменных параметров, связанных с характеристиками исходного материала, режимом технологического процесса, составом окружающей среды и пр. Исходный материал в процессе напыления подвергается сложным структурным и химическим превращениям и приобретает в результате этого процесса свойства, не присущие ему в ис-

ходном состоянии. Многие свойства покрытий, в том числе триботехнические, определяются специфическими структурными особенностями напыленных покрытий: наличием межчастичных и межслойных границ, аморфных и метастабильных фаз, размером и характером пористости и др. На операциях обработки напыленного покрытия могут существенно изменяться их структура и свойства.

Повышение требований к качеству изготовления изделий требует разработки методов определения и прогнозирования качества газотермических покрытий с учетом эффекта взаимного влияния факторов технологических процессов (ТП) получения ГТП. Множественность свойств ГТП и изделий, каждое из которых может характеризоваться соответствующим множеством показателей качества, является также проявлением многосвязности технологических факторов при формировании качества изделия. Свойства изделия формируются при его изготовлении взаимосвязано. Изолированное рассмотрение процесса формирования локального множества выделенных показателей качества может привести к серьезным ошибкам при проектировании и реализации технологических процессов [5]. На основе сравнения характеристик базовых ТП получения ГТП и разрабатываемых ТП могут быть определе-

ны необходимые корректирующие воздействия по изменению состава, структуры и условий взаимодействия элементов технологических сред.

Большое разнообразие способов ГТП, их разновидностей и комбинаций, оборудования и технологического оснащения, специальных материалов, рабочих газов, технологических процессов напыления и смежных операций, технологических режимов приводят к довольно широкому разбросу контролируемых свойств покрытий. Это определяет целесообразность анализа причинно-следственных связей, определяющих формирование показателей качества газотермических покрытий.

**Цель работы** — разработка и анализ структурной схемы технологической системы получения газотермических покрытий.

### Технологичность газотермических покрытий

Конструирование и производство изделий с газотермическими покрытиями требуют учета комплекса конструктивно-технологических и эксплуатационных факторов. К последним следует отнести: действующие механические напряжения, нагрузки и деформации; рабочую температуру и ее колебания; окружающую (рабочую) среду и ее коррозионное воздействие; требуемый срок службы (время или число циклов) — долговечность и ожидаемые показатели надежности покрытия и защищаемой поверхности; изменение эксплуатационных затрат при использовании покрытия и пр. Конструирование покрытий и разработка технологии их напыления с материаловедческой точки зрения должны учитывать химический состав и микроструктуру покрытия (фазовый состав, содержание оксидов, размер кристаллов, пористость), строение и параметры переходной зоны (между покрытием и подложкой) и ее толщину. Не менее важное значение имеют такие конструктивные параметры покрытия, как толщина, слоистость и функциональное назначение отдельных слоев, однородное или градиентное покрытие, сплошное или дискретное, наличие на поверхности с покрытием каких-либо конструктивных элементов, возможное влияние на сопротивление усталости детали и другие свойства и т.д. Этот комплекс требований и параметров покрытий определяет потребность в создании надежных технологических процессов получения ГТП, обеспечивающих достижение требуемых параметров качества покрытия и его эксплуатационных свойств, а следовательно, как надежности покрытия, так и изделия в целом.

### Управление свойствами газотермических покрытий

Недопустимые отказы ГТП являются следствием несовершенства технологического процесса и технологической надежности применяемого оборудования. Эти отказы могут быть связаны с рядом причин, которые можно подразделить на несколько групп:

1) ошибки и неудачные технические решения при проектировании покрытий и изделий с ними, регламентации технических условий на их параметры;

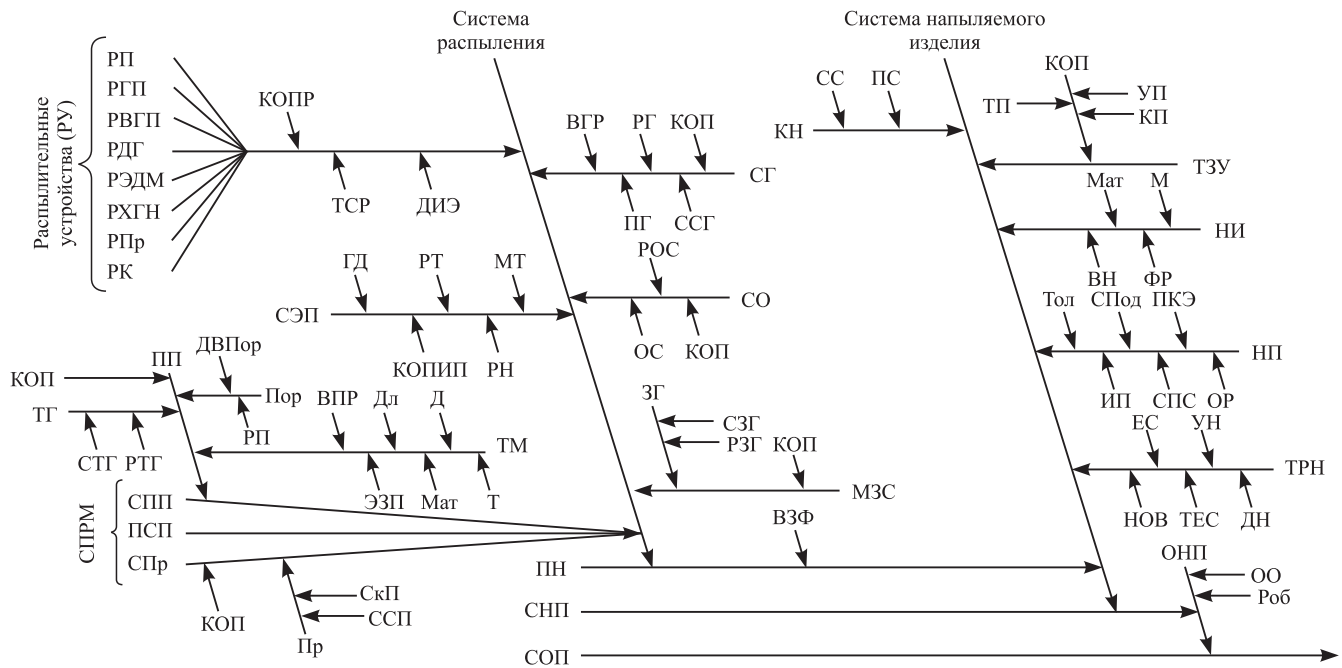
2) недостаточный уровень и надежность технологических процессов получения покрытия, в том числе на всех операциях предварительной и последующей обработки;

3) недостаточный учет влияния остаточных и побочных явлений, связанных с технологическими процессами как изготовления изделия в целом, так и получения покрытия, сборочных процессов и эксплуатации.

Структурная схема получения газотермического покрытия, учитывающая все этапы его получения и основных явлений и факторов, влияющих на их протекание и свойства покрытия, построена на основе принципов причинно-следственных диаграмм Исикавы и представлена на рисунке. Эта схема позволяет проследить все этапы и операции технологического процесса получения покрытий, а также более обоснованно подходить к выбору и проектированию оборудования и технологии получения покрытий с требуемыми свойствами. Неудачный опыт применения газотермических покрытий часто связан именно с недостаточным анализом всех этапов их жизненного цикла.

На рисунке используются следующие обозначения: ВГР — особенности ввода газов в распылитель; ВЗФ — воздействие на зону формирования покрытия; ВН — воздействие при напылении; ВПР — особенности ввода порошка в распылитель; ГД — особенности горения дуги; Д — диаметр; ДВПор — дополнительное воздействие на порошок; ДИЭ — дополнительный источник энергии; Дл — длина; ДН — дистанция напыления; ЕС — число проходов (единичных слоев); ЗГ — защитный газ; ИП — изоляция поверхностей, не подлежащих напылению; КН — камера напыления; КОП — конструктивные особенности и параметры; КОПИП — конструктивные особенности и параметры источника питания дуги; КОПР — конструктивные особенности и параметры распылителя; КП — кинематические параметры; РК — комбинированные распылители;





Структурная схема технологической системы получения газотермических покрытий

М — масса; Мат — материал; МЗС — местная защита струи; МТ — модуляция тока; НИ — напыляемое изделие; НОВ — нагрев, охлаждение и другие воздействия; НП — напыляемая поверхность; ОНП — обработка напыленного покрытия; ОО — операции обработки; ОР — относительное расположение; ОС — охлаждающая среда и ее состояние на входе; ПГ — подготовка газов; ПКЭ — вид и поверхностные конструктивные элементы; ПН — пятно напыления; Пор — порошок; ПП — порошок; Пр — проволока; ПС — параметры среды; ПСП — ПС прочие; РВГП — распылитель высокоскоростной газопламенный; РГ — расход газов; РГП — газопламенный распылитель; РДГ — детонационно-газовый распылитель; РЗГ — расход ЗГ; РН — диапазон рабочего напряжения; Роб — режимы обработки; РОС — расход охлаждающей среды; РП — плазматрон; РПор — расход Пор; РПр — прочие виды распылителей; РТ — диапазон рабочего тока; РТГ — расход ТГ; РУ — распылительные устройства; РХГН — распылитель холодного газодинамического напыления; РЭДМ — электродуговой металлургический; СГ — система газопитания; СЗГ — состав ЗГ; СкП — скорость подачи; СНП — свойства напыленного покрытия; СО — система охлаждения; СОП — свойства обработанного покрытия; СПП — система подачи порошка; СПод — способ подготовки; СПр — система подачи проволоки; СПРМ — системы подачи распыляемого материала; СПС — свойства поверхностного слоя; СС —

состав среды; ССГ — состав и свойства газов; ССП — состав и свойства проволоки; СТГ — состав ТГ; СЭП — система энергопитания плазменных и электродуговых распылителей; УН — угол напыления; УП — установочное приспособление; Т — траектория; ТГ — транспортирующий газ; ТЕС — толщина единичных слоев; ТЗУ — транспортно-загрузочное устройство; ТМ — транспортирующая магистраль; Тол — толщина покрытия; ТРН — режимы напыления; ТП — траектория перемещения; ТСР — техническое состояние распылителя; ФР — форма и размеры; ЭЗП — электростатическая зарядка порошка.

Формирование покрытий с требуемыми свойствами определяется не только непосредственно на операции ГТНП, но и на операциях изготовления и подготовки исходных распыляемых материалов, предшествующих операциям получения заготовки детали и ее обработки, специальной подготовки напыляемых поверхностей, а также предварительной и последующей обработки покрытия и детали в целом. Таким образом, разработка технологии ГТНП должна вестись с учетом влияния технологической наследственности на свойства покрытий на трех этапах получения покрытия на конкретном изделии:

- 1) изготовление детали из основного материала и подготовка поверхности к напылению;
- 2) газотермическое напыление;
- 3) последующие операции обработки покрытия и изделия в целом.

Подготовка поверхности сказывается главным образом на прочности сцепления покрытий с основой и сопротивлению усталости деталей. Свойства напыленных покрытий определяются также в значительной мере исходным материалом, режимами и условиями напыления. Однако эти свойства могут существенно измениться при последующей обработке покрытий.

Анализ параметров газотермического напыления следует рассматривать поэтапно: преобразования энергии, материалов и газов в распылительном пистолете для создания напылительной струи; преобразования в напылительной струе, включая частицы исходного материала; взаимодействие частиц напыляемого материала с изделием; формирование единичных слоев и пятен напыления покрытия на поверхности изделия; формирование покрытия из единичных слоев и пятен напыления. Формирование единичных пятен напыления характерно для импульсных методов напыления.

По оценкам ряда авторов число параметров ГТН, влияющих на свойства получаемых покрытий, достигает 50...60, по оценкам автора статьи их более 100. Обычно полагают, что решающее влияние на свойства ГТП оказывают три группы факторов:

- 1) процесс и режимы ГТНП (микро- и макро-структура покрытия, толщина покрытия и ее распределение, прочность сцепления и другие свойства);
- 2) установочные приспособления и защитная маскировка смежных поверхностей, кинематика процесса напыления, влияющая на однородность условий формирования покрытий в пределах поверхности;
- 3) порошок или другой исходный материал (микроструктура и свойства покрытия).

Однако учет и анализ только этих групп факторов часто оказывается недостаточным и следует рассматривать все системы и подсистемы ТП ГТНП.

### Подсистемы ТП ГТНП

**Система напыления** в самом общем случае включает в себя следующие подсистемы: распылительные устройства; системы газопитания, мониторинга технического состояния распылителя, охлаждения, энергопитания, подачи распыляемого материала; местную защиту струи. Выходом является покрытие, получаемое при взаимодействии напылительной струи с поверхностью неподвижного изделия, называемое пятном напыления.

*Распылительные устройства* отличаются принятым способом газотермического напыления и основными видами являются: напылительные плазматроны (РП); газопламенные распылители (РГП); распылители высокоскоростные газопламенные (РВГП); детонационно-газовые распылители (РДГ); электродуговые металлизаторы (РЭДМ); распылители холодного газодинамического напыления (РХГН); прочие виды распылителей (РПр); комбинированные распылители (РК). Распылители предназначены для получения потока напыляемых частиц с заданными значениями скорости и температуры и являются наиболее ответственными блоками ТС в составе установок ГТНП. Они отличаются как по способу напыления, так и по конструктивным особенностям и параметрам, влияющим на формирование напылительных струй. При плазменном напылении — это дуговые плазменные распылители (плазматроны) и высокочастотные индукционные распылители; при газопламенном напылении — газопламенные инжекторные и безинжекторные распылители; детонационно-газовые распылители, отличающиеся детонационными камерами сгорания, видами газов, системами газообмена и пр.; электродуговые и высокочастотные металлизационные распылители и т.д.

Конструктивные особенности *распылителей* различны для разных способов напыления и их модификаций [1—4]. Например, со стороны плазматрона входными параметрами будут его конструктивные особенности (тип); форма, размеры и материалы анода и катода; их конструктивные особенности; величина их износа; размеры и расположение каналов охлаждения; износ плазматрона, состояние его элементов (загрязненность, засорение, отложения и пр.); подводимая мощность; ввод плазмообразующего газа и др.

Так, плазматроны, работающие на относительно низких напряжениях (40...90 В) и высоких токах (400...800 А), имеют основной недостаток — долгосрочную нестабильность параметров плазмы, их пульсацию, высокие токи, относительно низкий срок службы электродов, а тем самым существенные ограничения в возможностях процесса. Высоковольтные плазматроны обеспечивают существенно лучшую долговременную стабильность параметров плазмы и относительно долговременную стабильность скорости и температуры напыляемых частиц. К настоящему времени разработано большое количество плазменных распылителей и они характеризуются широким разнообразием принципиальных схем и конструкций. Они отличаются мощностью, про-

изводительностью, технологическими возможностями по напыляемым материалам, качеству покрытий. У дуговых плазматронов наиболее ответственным элементом являются электроды. Их конструкция определяет длину дуги и ее стабильность, скорость и характер истечения струи, а тем самым тепловой КПД плазматрона и эффективность нагрева напыляемого материала. Износ стенок анода приводит к сдвигу напряжения и, соответственно, к вариации параметров напыляемых частиц. Эрозия катода приводит к возможному загрязнению покрытия частицами эрозии, изменяет характеристики пульсации дуги и, соответственно, параметров напыляемых частиц.

Источники нестабильности присутствуют практически во всех системах ГТНП.

В системах газопитания источниками нестабильностей являются прежде всего контроль расхода газов и чрезмерно интенсивное завихрение газов в распылителях, приводящие к нестабильным показателям качества покрытий.

Системы охлаждения также оказывают существенное влияние на надежность работы распылителей и качество покрытий. В ряде технологий ГТНП применяют охлаждение напыляемых изделий и зон формирования покрытий. Контроль и управление температурой покрытий в процессе формирования определяют их структуру и свойства.

Система энергоснабжения играет важную роль в системах плазменного и электродугового напыления. Требования к источникам питания определяют особенности горения дуги. В плазматронах для нанесения покрытий ток дуги является технологическим параметром режима нагрева материала и регулируется как в процессе отработки технологии, так и в процессе ее использования. Поэтому случайные отклонения тока от установленного значения приводят к нарушению стабильности процесса. Источник питания не должен допускать существенного изменения рабочего тока при случайных изменениях длины дуги, износе электродов, расхода плазмообразующего газа. Низкочастотные колебания напряжения и тока дуги не способствуют прогреву частиц порошка.

Пульсации плазменной струи в диапазоне 10...30 кГц при амплитуде скорости 20...30 % от ее среднего значения теплообмен напыляемых частиц интенсифицируется на 20...30 %.

Системы подачи распыляемого материала. Различают две группы СПРМ для подачи: порошков; проволоки, шнуров и стержней. От этих устройств зависит ряд параметров, влияющих на условия формирования покрытий: стабильность

подачи напыляемого материала; возможность регулирования расхода напыляемого материала; компактность и небольшая масса для удобства манипулирования и установки в удобное для напыления положение относительно поверхности изделия; возможность автоматизированной подачи одновременно или нескольких напыляемых материалов с изменением их расхода в процессе напыления; высокие безотказность и надежность в целом и др. Наиболее широко распространены порошковые питатели. Они должны обеспечивать стабильную подачу моно- и полидисперсных порошков с минимальным влиянием транспортирующего газа, а также по возможности подсушку порошка при 100...150 °С в бункере питателя с подогревом транспортирующего газа.

*Местная защита струи.* Процессы ГТНП по степени защиты подразделяют: без защитной атмосферы, с местной или общей защитной атмосферой. Создание местной защитной атмосферы экономически более доступно и исключает или ограничивает попадание воздуха в зону напыления и способствует повышению качества покрытий.

**Система напыляемого изделия (СНИ)** в качестве подсистем включает в себя: камеру напыления; транспортно-загрузочное устройство; напыляемое изделие; напыляемую поверхность; режимы напыления. Выходные параметры СНИ могут оказать существенное влияние на свойства напыленного покрытия.

**Система обработки напыленного покрытия (ОНП)** включает в себя подсистемы: операции обработки; режимы обработки. Выходные параметры ОНП могут оказать существенное влияние на свойства обработанного покрытия и изделия в целом.

Описанная выше структура систем газотермического напыления характерна для высокотехнологичных отраслей и специализированных производств. Пока в промышленности применяют более простые ТС ГТНП. Например, система плазменного дугового напыления на воздухе (ТС АПН) включает в себя подсистемы: 1) установка плазменного напыления; 2) транспортно-загрузочное устройство; 3) напыляемое изделие. В установку плазменного напыления входят в качестве подсистем: 1) плазматрон; 2) система подачи плазмообразующего газа; 3) источник питания; 4) система охлаждения; 5) система подачи порошка.

Со стороны системы подачи плазмообразующего газа входными параметрами являются: состав плазмообразующего газа (при использовании смесей соотношение компонентов); давление, температура и количество подаваемого газа,

контроль расхода газов и его точность; чистота газов, их влажность. Со стороны источника питания входными параметрами являются ток, напряжение, пульсации. Со стороны системы охлаждения — вид охлаждающей среды (вода, газ и пр.), давление, температура на входе и выходе из плазматрона, расход охлаждающей среды и его контроль.

Со стороны системы подачи порошка к входным параметрам относятся: способ ввода порошка в плазменную струю, тип и характеристики порошка; транспортирующий газ и его расход, расход порошка и газа, одноточечный или многоточечный ввод порошка и их расположение и др. Стабильная оптимальная подача порошка и инжекция необходимы для получения стабильного качества покрытий, эффективности осаждения и распределения толщины покрытия. Существует несколько причин, вызывающих непостоянство подачи и инжекции порошка. Они могут относиться к порошку, функционированию оборудования и настройке процесса. Напыляемый порошок является материалом, состояние которого может влиять на качество и стабильность процесса ГТН. Производитель порошка описывает его состав, технологию получения, размеры частиц и некоторые другие свойства. Но имеются характеристики, которые не специфицированы, но, тем не менее, должны контролироваться. Это прежде всего влажность и гомогенность порошка. Поэтому оправданы затраты на создание надлежащих условий для хранения и специальных устройств для одновременных сушки и перемешивания порошков. Классификация и требования к порошкам для ГТН рассмотрены в стандартах EN 1274 и ISO 14232, а для проволок, стержней и гибких шнуров — в EN ISO 14919.

Существует много проблем в обеспечении надежности систем дозирования и подачи порошка, которые требуют отдельного рассмотрения. Необходимо учитывать электростатическую зарядку, эффект эрозионного износа, нестабильные транспортные свойства порошка и многое другое. Эффективность газотермического напыления существенно зависит от ввода (инъекции) частиц порошка в напылительные струи (плазмы, продуктов горения и взрыва). Например, осевая внутренняя инжекция порошка при АПН может обеспечить лучшие условия обработки частиц в плазме, но исключительно затруднена для технической реализации. Возможны также закупоривание инжекторов подачи порошка, образование наслоений порошка на фронте сопла плазматрона.

Отдельное рассмотрение надежности необходимо и для многих других подсистем и элементов

газотермического напыления — системы охлаждения, источника питания, подачи и контроля газов, транспортно-загрузочного устройства, диагностики процесса газотермического напыления, дополнительных источников воздействия на формируемое покрытие, установочных приспособлений и пр.

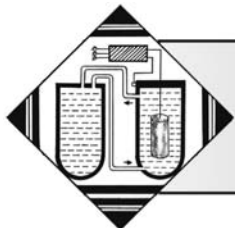
Напыляемое изделие является также важной подсистемой газотермического напыления. Его общие характеристики: масса, габаритные размеры, основной материал, класс детали, термическая и химико-термическая обработка, напыляемая поверхность, необходимость защиты смежных и сопрягаемых поверхностей и элементов, применяемая маскировка и пр. Напыляемая поверхность характеризуется такими факторами, как тип, размеры, наличие и тип конструктивных элементов, исходное состояние, относительное расположение и доступность для ГТНП, шероховатость, волнистость, макроотклонения формы, наличие специального рельефа, химический состав, строение, физико-механические свойства, чистота и др.

### Заключение

При проектировании единичных технологических процессов получения газотермических покрытий с требуемыми свойствами следует выделить возможные факторы ТП для принятых или доступных условий их реализации, оказывающие определяющее влияние на требуемые характеристики и свойства изделий с газотермическими покрытиями. Эти факторы подлежат первоочередному анализу при поиске причин возможных отказов технологических систем производства газотермических покрытий.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Fauchais P., Heberlein J., Boulos M.** Thermal Spray Fundamentals. N-Y: Springer, 2014. 1600 p.
2. **Future** Development of Thermal Spray Coatings: Types, Designs, Manufacture and Applications. Nuria Espallargas, Elsevier Ltd., 2015. 286 p.
3. **Schneider K.E., Belashchenko V., Dratwinski M. et al.** Thermal Spraying for Power Generation Components / WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim. 2006. 271 p.
4. **Villafuerte J.** Modern Cold Spray. Materials, Process, and Applications. Springer, 2015. 429 p.
5. **Технологические** и эксплуатационные методы обеспечения качества машин / В.Б. Альгин и др.; под общ. ред. П.А. Витязя. Минск: Беларус. навука, 2010. 109 с.



УДК 621.794

<sup>1</sup>В.П. Панков, <sup>2</sup>В.Д. Ковалев

(<sup>1</sup>Краснодарское высшее военное авиационное училище летчиков имени героя Советского Союза А.К. Серова,  
<sup>2</sup>ОАО "Электроавтоматика", г. Ставрополь)

E-mail: pankovvp61@list.ru

## Исследование диффузионных покрытий, нанесенных методом хромоалитирования в вакууме

Исследованы жаропрочные сплавы на основе никеля, скорость их окисления, металлические и металлокерамические покрытия лопаток турбин газотурбинных двигателей. Изучены порошковые смеси для хромоалитирования, их активность, параметры покрытий при многократном использовании и структурные составляющие получаемых алюминидных покрытий.

**Ключевые слова:** жаропрочный сплав, лопатка турбины, окисление, хромоалитирование, смесь, покрытие, структура.

High-temperature nickel-based alloys, their oxidation rate, metal and metal-ceramic coatings of turbine blades of gas turbine engines are studied. The powder mixtures for chrome aluminizing, their activity, the coating parameters during their repeated use, and structural components of the resulting aluminide coatings are studied.

**Keywords:** high-temperature alloy, turbine blade, oxidation, chrome aluminizing, composite, coating, structure.

Для изготовления деталей газовых турбин, работающих в условиях воздействия газового потока (рис. 1), широкое применение нашли жаропрочные сплавы на основе никеля, обладающие высокими механическими свойствами (табл. 1).

Чем выше температура эксплуатации таких сплавов, тем в большей мере недостаточная жаростойкость ограничивает срок их службы. Скорость окисления сплавов характеризуют параболической константой окисления  $k_2$ , которая определяется по формуле

$$q^n = k_2\tau,$$

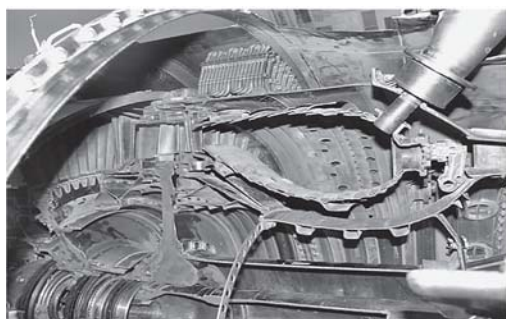
где  $q$  — изменение (потеря) массы, отнесенное к площади образца, г/м<sup>2</sup>;

$n$  — показатель степени;

$\tau$  — продолжительность окисления.

В табл. 2 представлены законы окисления, потеря массы сплавов в зависимости от температуры и времени выдержки, глубины коррозионного поражения сплавов.

Для обеспечения сопротивляемости окислению на жаропрочные сплавы наносят жаростойкие покрытия. В работах [1–7] проведены исследования сплавов и покрытий лопаток турбин газотурбинных двигателей в процессе эксплуатации, разработаны составы металлических и металлокерамических покрытий. Рассматривая схему исчерпания защитных свойств покрытий (рис. 2),



а)



б)

Рис. 1. Разрез газотурбинного двигателя (а), лопатки турбины (б)

Таблица 1

Термическая обработка и механические свойства сплавов

Марка материала	Термическая обработка	Механические свойства			
		$\sigma_{\text{в}}^{900}$	$\sigma_{100}^{1000}$	$\sigma_{100}^{900}$	$\delta, \%$
ЖС6КП	Закалка с 1220 °С, 4 ч, старение при 900 °С, 16 ч	770	160	270	6
ЖС6У	Закалка с 1230 °С, 3 ч, старение при 950 °С, 2 ч	800	165	330	5
ВЖЛ12У	Закалка с 1230 °С, 3 ч, старение при 950 °С, 2 ч	780	150	320	5
ЖС26 (ВСНК)	Закалка с 1260 °С, 4 ч	880	200	410	8
ЖС32 (монокристаллический)	Закалка с 1280 °С, 4 ч	960	250	475	18

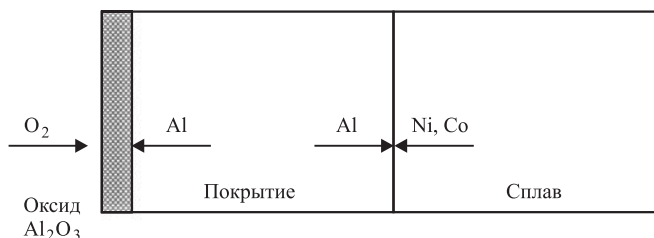
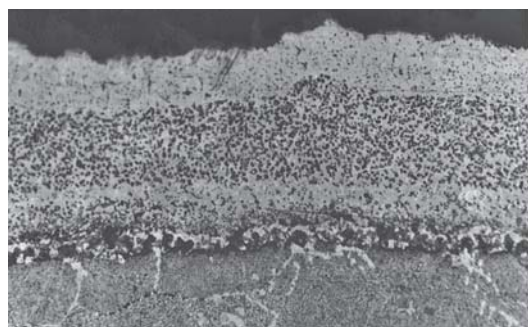


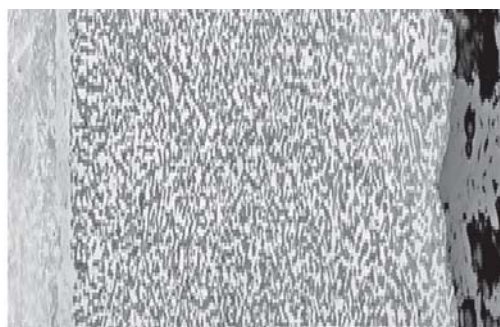
Рис. 2. Схема исчерпания защитных свойств покрытия

можно выделить основные тенденции их совершенствования. Алюминидное покрытие, представляющее собой изначально систему с большим запасом алюминия и способное к формированию защитной пленки  $Al_2O_3$ , при эксплуатации теряет защитные свойства по двум причинам:

— алюминий постоянно расходуется на образование и скалывание оксидной пленки при окислении покрытия;



а)



б)

Рис. 3. Микроструктура покрытия ( $\times 450$ ):

а — СДП2—ВСДП16; б —  $ZrO_2-8Y_2O_3$

Таблица 2

Зависимость потери массы металла от температуры и времени выдержки

Сплав	Температура, °С	Закон окисления $q^n = k_2 \tau$	Потеря массы металла за 200 ч, г/м <sup>2</sup>	Глубина коррозионного поражения за 200 ч, мм
ХН56ВМКЮ (ЭП109)	950	$q^{1,64} = 0,104\tau$	5,10	0,0006
	1000	$q^{2,5} = 10,0\tau$	24,46	0,0028
ХН62МВКЮ (ЭИ867)	950	$q^{2,6} = 0,62\tau$	6,03	0,0007
	1000	$q^{2,14} = 10,04\tau$	35,11	0,0030
ЖС6К	950	$q^{2,5} = 1,02\tau$	7,01	0,0008
	1000	$q^{2,05} = 9,42\tau$	39,02	0,0042
ЖС6КП	950	$q^{1,82} = 0,31\tau$	8,51	0,0010
	1000	$q^2 = 9,99\tau$	44,78	0,0054
ХН55ВМТКЮ (ЭИ929)	950	$q^{2,2} = 0,77\tau$	10,05	0,0011
	1000	$q^{2,14} = 21,22\tau$	50,01	0,0058
ХН51ВМТЮКФР (ЭП220)	950	$q^{1,81} = 0,65\tau$	15,33	0,0018
	1000	$q^{2,35} = 3,45\tau$	54,10	0,0065
ХН77ТЮР (ЭИ437Б)	950	$q^2 = 5,27\tau$	28,36	0,0034
	1000	$q^{1,81} = 10,62\tau$	39,72	0,0087
ХН70ВМТЮ (ЭИ617)	950	$q^{2,05} = 5,49\tau$	71,53	0,0041
	1000	$q^{1,81} = 14,78\tau$	84,51	0,0100

— при высоких температурах протекают интенсивные процессы между покрытием и сплавом, в результате которых в покрытие диффундирует никель, кобальт и другие элементы, снижая жаростойкость покрытия.

Для повышения жаростойкости покрытий лопаток турбин и снижения влияния первого фактора повышают запас алюминия в покрытиях, напыляют слои с высоким содержанием алюминия (ВСДП16), однослойную или многослойную керамику на основе  $ZrO_2-8Y_2O_3$  с подпылением  $Al_2O_3$ , Si, Al для снижения ее пористости, обусловленную столбчатым строением (рис. 3, 4).

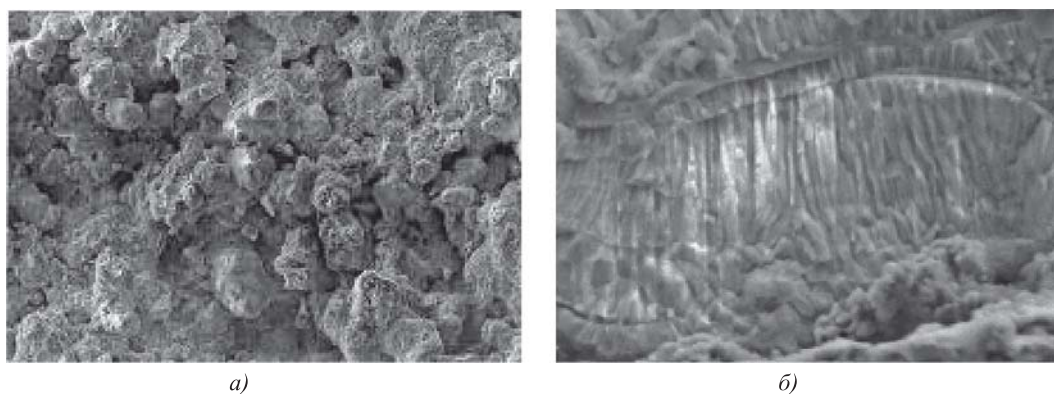


Рис. 4. Микроструктура поверхности (а) и столбчатая структура покрытия  $ZrO_2-8Y_2O_3$  (б).  $\times 1000$

Для снижения диффузионного обмена между покрытием и сплавом (исключения второго фактора) в комбинированных покрытиях наносят тонкие слои из тугоплавких металлов (Ni—Cr—Ta—W—Y), являющихся барьерным слоем, препятствующим диффузионному обмену между покрытием и сплавом.

Разработанные под руководством П.Т. Коломыцева составы комбинированных покрытий и технологии их нанесения [8—14] предусматривают нанесение диффузионного покрытия методом хромоалитирования в вакууме как составной части комбинированного покрытия. Метод хромоалитирования в вакууме обеспечивает нанесение плотных, с достаточным запасом алюминия, покрытий. Толщина наносимых покрытий достигает 50...70 мкм после термообработки, что составляет до половины толщины комбинированного покрытия. Толщина покрытия определяет ресурс покрытия, и как следствие, газотурбинного двигателя в целом (рис. 5).

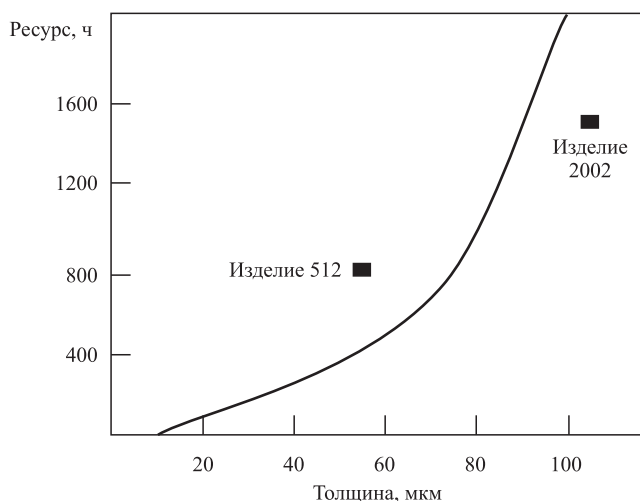


Рис. 5. Влияние толщины покрытия на входной кромке лопатки на его долговечность

Хромоалитирование в вакууме включает в себя следующие этапы:

- подготовка деталей (очистка, обезжиривание, промывка, сушка);
- подготовка смеси (обжиг окиси алюминия, взвешивание, перемешивание компонентов смеси);
- загрузка контейнера (детали укладывают в контейнер и засыпают смесью);
- подготовка оборудования;
- проведение процесса хромоалитирования (контроль температуры, вакуума, продолжительности);
- охлаждение;
- извлечение деталей;
- контроль параметров покрытия (толщина, структура);
- дефектация деталей.

Рассмотрим отдельные элементы технологии [15].

Смесь составляется путем тщательного перемешивания порошков хрома, алюминия и прокаленного оксида алюминия. Оксид алюминия гигроскопичен, поэтому его перед использованием для приготовления смеси прокалывают при температуре 900...1000 °С в течение 2 ч. Активность смеси зависит от содержания в ней алюминия. Оптимальным интервалом содержания алюминия в смесях для хромоалитирования, которые широко применяются на практике, является интервал 4...13 % мас., что при концентрациях хрома 46...37 % позволяет получать твердые растворы при всех температурах.

При постоянном содержании алюминия в смеси и изменении содержания хрома от 25 до 45 % количество металла, осадившегося на образцы, и толщина покрытия практически не изменяются. Однако в зависимости от концентрации хрома в смеси изменяется максимальная концентрация алюминия в покрытии, и чем больше хрома в смеси, тем меньше максимальная концентрация алюминия. Увеличение концентрации хрома в смеси от 25 до 45 % уменьшает максимальную концентрацию алюминия в покрытии почти на 5 %, что существенно для случаев, когда необ-

Таблица 3

Фазовый состав порошковых смесей для хромоалитирования

Компоненты порошковой смеси, % мас.			Фазовый состав
Al	Cr	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	
4	46	50	α-Cr
7	43	50	α-Cr + Cr <sub>2</sub> Al
10	40	50	
13	37	50	Cr <sub>2</sub> Al
15	35	50	Cr <sub>2</sub> Al + Cr <sub>5</sub> Al <sub>8</sub>
18	32	50	
21	29	50	
25	25	50	Cr <sub>5</sub> Al <sub>8</sub> + Cr <sub>4</sub> Al <sub>9</sub>
28	22	50	
32	18	50	

ходимо покрытие с наибольшей пластичностью. Информацию об активности алюминия в порошковых смесях можно получить, используя их фазовый состав. В табл. 3 представлены результаты идентификации фаз по дифрактограммам при рентгеноструктурном анализе смесей на дифрактометре ДРОН-4.

Порошковые смеси, содержащие 15, 18, 21 % мас. алюминия, имеют одинаковую двухфазную структуру Cr<sub>2</sub>Al + Cr<sub>5</sub>Al<sub>8</sub> и, следовательно, активность алюминия и, соответственно, параметры покрытий в этих смесях должны быть одинаковыми. Аналогично смеси, содержащие 25, 28, 32 % мас. алюминия также имеют одинаковую двухфазную структуру Cr<sub>5</sub>Al<sub>8</sub> + Cr<sub>4</sub>Al<sub>9</sub>, и параметры покрытий, получаемые в этих смесях, должны быть одина-

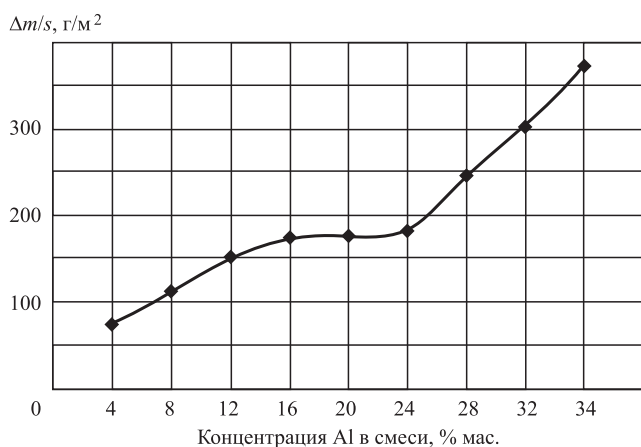


Рис. 6. Влияние состава порошковой смеси на удельное увеличение массы образцов сплава ЖС32 при хромоалитировании при температуре 1200 °С в течение 4 ч

ковыми. Таким образом, на зависимостях параметров покрытия от состава порошковой смеси должны присутствовать горизонтальные участки в диапазоне концентраций 15...21 и 25...32 % мас. На рис. 6 представлена зависимость удельного изменения массы образца сплава ЖС32 от концентрации алюминия в смеси при температуре 1200 °С. На зависимости обозначен предполагаемый горизонтальный участок. Горизонтальные участки в указанных диапазонах концентраций отчетливо проявляются на зависимостях параболических констант роста удельной массы образцов из сплавов ЖС6У, ЖС26 и чистого никеля при температурах 1000, 1100, 1200 °С.

При хромоалитировании покрытие всегда растет наружу за счет преимущественной диффузии никеля в фазе γ'-Ni<sub>3</sub>Al или в фазе β-NiAl, обогащенной никелем. Увеличение массы образца при этом зависит от интенсивности доставки алюминия и хрома из смеси и процесса диффузии никеля из сплава в покрытие. Если в сплаве низкая диффузионная подвижность, то толщина покрытия получается меньше, но повышается концентрация алюминия в нем, при примерно одинаковом приросте массы.

Для смесей с высоким содержанием алюминия эффект обеднения смеси и изменение его фазового состава не проявляются за время хромоалитирования. Это позволяет сделать вывод, что при хромоалитировании в смесях с концентрацией алюминия от 25 до 32 % мас. все параметры получаемых покрытий должны быть одинаковыми. Этот вывод подтверждается зависимостями концентрации алюминия и хрома от состава порошковой смеси (рис. 7). Состав покрытий, получаемых в смесях с содержанием алюминия менее 10 % мас., от состава смеси практически не зависит. При увеличении содержания алюминия в смеси от 10 до 21 % мас.

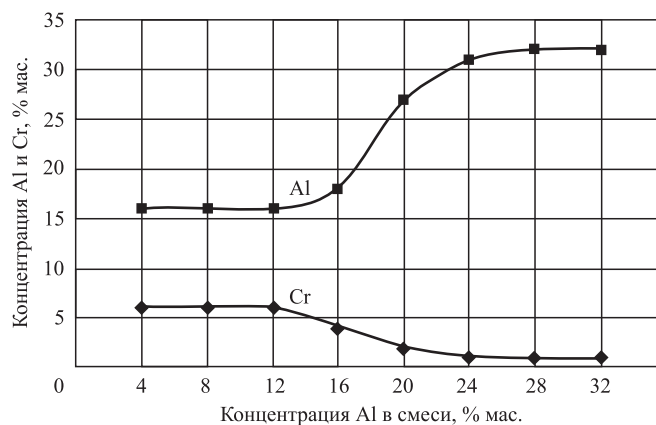


Рис. 7. Влияние состава порошковой смеси на концентрацию Al и Cr в покрытиях, полученных при хромоалитировании в вакууме на сплаве ЖС6У



Таблица 4

**Параметры покрытий при многократном хромоалитировании (сплав ЖС32 ВСНК, температура 1190 °С, время хромоалитирования 1 ч 45 мин)**

Al в смеси, %	Параметры покрытия	Число проведенных опытов				
		1	2	3	4	5
13	$\Delta m/s$ , г/м <sup>2</sup>	67	62	54	48	45
	$h$ , мкм	72	65	62	50	46
	Al, % мас.	16,9	17,0	17,1	17,2	17,0
	Cr, % мас.	3,8	4,0	4,6	4,2	5,0
13 БА*	$\Delta m/s$ , г/м <sup>2</sup>	67	59	52	44	42
	$h$ , мкм	79	67	70	51	50
	Al, % мас.	19,1	19,3	17,1	17,5	17,7
	Cr, % мас.	5,5	5,4	4,8	4,9	5,1
18	$\Delta m/s$ , г/м <sup>2</sup>	67	63	60	49	46
	$h$ , мкм	73	71	69	52	50
	Al, % мас.	18,3	17,6	19,7	19,3	22,1
	Cr, % мас.	2,9	2,7	2,8	2,5	2,9
7	$\Delta m/s$ , г/м <sup>2</sup>	51	33	21	13	19
	$h$ , мкм	55	32	25	18	22
	Al, % мас.	18,1	17,1	15,3	15,1	13,9
	Cr, % мас.	3,7	4,3	5,7	6,5	8,8

\* Смесь без активатора

концентрация алюминия в покрытии возрастает, концентрация хрома снижается. Дальнейшее увеличение концентрации алюминия в смеси на состав покрытия не влияет.

Толщина покрытия и концентрация алюминия в нем определяются соотношением между интенсивностью процесса доставки алюминия из смеси на поверхность образца и интенсивностью диффузионных процессов в сплаве при данной температуре. Чем выше интенсивность диффузионных процессов в сплаве, тем больше толщина покрытия и меньше концентрация алюминия (при условии постоянства потока алюминия из смеси). Таким образом, сравнение толщин и составов покрытий, получаемых в одних и тех же смесях на различных сплавах, позволяет делать вывод об интенсивности диффузионных процессов в этих сплавах. Наиболее высокой активностью обладает свежеприготовленная смесь. При повторении процесса хромоалитирования количество осажденного на подложку металла уменьшается в 2 раза, а при последующем повторении еще на треть. Для восстановления активности смеси к старой, ранее отработавшей смеси, добавляют 20...30 % новой. В работе [16] проведены исследования по исчерпанию активности смеси при многократном хромоалитировании. Использовали порошковые смеси содержащие:

- 13 % алюминия, 37 % хрома, 50 % оксида алюминия;
- 18 % алюминия, 32 % хрома, 50 % оксида алюминия;
- 7 % алюминия, 43 % хрома, 50 % оксида алюминия.

Все смеси только перед первым использованием активировали хлористым аммонием в количестве 0,3 %. При этом дополнительно использовали 13%-ную смесь без активатора в целях определения его влияния на характеристики покрытия. Покрытия наносили на точеные образцы из сплавов ЖС32 (ВСНК) и ВЖЛ12У. Концентрацию алюминия и хрома в покрытии определяли с помощью рентгеноспектрального микроанализа с использованием растрового электронного микроскопа S-600 и анализатора системы "Link". Исчерпание активности порошковой смеси оценивали изменением удельной массы образцов  $\Delta m/s$  и толщиной покрытия  $h$  при хромоалитировании при температуре 1190 °С в течение 1 ч 45 мин. Результаты исследований приведены в табл. 4.

Интенсивность исчерпания активности порошковой смеси при повторном ее использовании различна для смесей с различным содержанием алюминия. В смеси с 7 % алюминия при пятикратном повторении процесса уменьшение привеса удельной массы составляет 63 %. В смесях с 13...18 % алюминия уменьшение прироста массы при повторении процесса хромоалитирования не велико —

7...12 %. При повторении процесса хромоалитирования в смесях с 13...18 % алюминия содержание алюминия и хрома в покрытии остается практически неизменным. Это свидетельствует о высокой стабильности процесса. При использовании смеси с 7 % алюминия содержание его в покрытии снижается, а хрома — возрастает. На сплаве ВЖЛ12У закономерности исчерпания аналогичны.

Как видно из таблицы, влияние активаторов при приготовлении смеси на параметры покрытия несущественные. Однако введение активаторов в смесь позволяет снизить количество "захватов" смеси в покрытиях на ВЖЛ12У и полностью их исключить на сплаве ЖС32 (ВСНК), что обеспечивает чистоту поверхности образцов.

Изменение температуры и времени хромоалитирования приводит к снижению активности смеси тем больше, чем меньше содержание алюминия в смеси (табл. 5).

Изменение удельной массы образцов сплавов ЖС32 (ВСНК) и ВЖЛ12У при повторном хромоалитировании в зависимости от времени хромоалитирования приведено в табл. 6 и 7.

Таблица 5

**Изменение удельной массы образцов сплава ЖС32 ВСНК при повторном хромоалитировании в зависимости от температуры хромоалитирования (время хромоалитирования  $t_{ха} = 3$  ч)**

Al в смеси, %	$\Delta m/s$ , г/м <sup>2</sup> , при числе повторно проведенных процессов		Температура хромоалитирования, °С	Снижение удельной массы образцов, %
	1	2		
13	132	82	1190	38
	74	47	1150	37
	28	10	1100	65
7	125	44	1190	65
	50	15	1150	70
	25	5	1100	80

Таблица 6

**Изменение удельной массы образцов сплава ЖС32 ВСНК при повторном хромоалитировании в зависимости от времени хромоалитирования (температура хромоалитирования 1190 °С)**

Al в смеси, %	$\Delta m/s$ , г/м <sup>2</sup> , при числе повторно проведенных процессов		Время хромоалитирования, ч	Снижение удельной массы образцов, %
	1	2		
13	132	84	3	37
	100	55	2	45
	49	20	1,5	60
7	145	45	3	69
	105	51	2	52
	50	18	1,5	64

Снижение температуры хромоалитирования с 1190 до 1100 °С приводит к снижению удельной массы образцов с 38 до 65 % для смеси с 13 % алюминия, в то время как в смеси с содержанием алюминия 7 % снижение удельной массы образцов составляет 65...80 %. В исчерпание активности смеси с содержанием алюминия 7 % основной вклад вносит температура хромоалитирования, а не длительность процесса.

Полученные данные свидетельствуют об экономической целесообразности использования смесей с повышенным содержанием алюминия для их многократного использования без снижения качества покрытия.

Таблица 7

**Изменение удельной массы образцов сплава ВЖЛ12У при повторном хромоалитировании в зависимости от времени хромоалитирования (температура хромоалитирования 1190 °С)**

Al в смеси, %	$\Delta m/s$ , г/м <sup>2</sup> , при числе повторно проведенных процессов		Время хромоалитирования, ч	Снижение удельной массы образцов, %
	1	2		
13	134	85	3	37
	89	53	2	41
	48	24	1,5	50
7	170	50	3	71
	82	31	2	63
	49	15	1,5	70

Важнейшими структурными составляющими алюминидных покрытий являются алюминиды. Согласно диаграмме никель—алюминий (рис. 8) существуют следующие промежуточные фазы:  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al,  $\beta$ -NiAl,  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Al,  $\epsilon$ -NiAl<sub>3</sub>. Фаза  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al обладает сравнительно узкой областью гомогенности (72,5...77 % ат. Ni) и при стехиометрическом составе содержит 86,71 % мас. Ni. Фаза  $\beta$ -NiAl существует в широком диапазоне концентраций от 42,5 % ат. Ni при 1133 °С до 69,5 % ат. Ni при 1395 °С. При температуре 500 °С  $\beta$ -NiAl занимает более узкую область от 45,2 % ат. (64 % мас.)

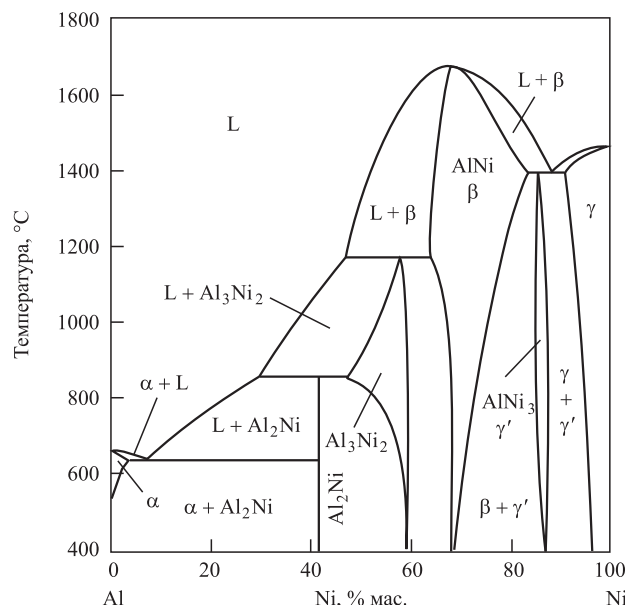


Рис. 8. Диаграмма состояния сплавов системы никель — алюминий

Таблица 8

Свойства алюминидов никеля

Показатель	$\gamma'$ -Ni <sub>3</sub> Al	$\beta$ -NiAl	$\delta$ -Ni <sub>2</sub> Al	$\varepsilon$ -NiAl <sub>3</sub>
Содержание алюминия, % мас.	13,29	31,49	40,81	57,97
Тип решетки	ГЦК	ОЦК	Тетрагональная	Ромбическая
Плотность, г/см <sup>3</sup>	7,29	5,87	4,77	3,96
Температура плавления, °С	1395	1638	1133	854

до 60 % ат. (76,5 % мас.) Ni. Фаза  $\delta$ -Ni<sub>2</sub>Al образуется по перитектической реакции при 1133 °С. При 500 °С она занимает область от 37,7 до 42,2 % ат. Ni. В табл. 8 приведены основные свойства алюминидов никеля. Основной фазой структуры покрытий является моноалюминид никеля. Алюминидные покрытия обычно наносят на сложные никелевые сплавы, содержащие значительное количество хрома.

Кроме того, хром вводят вместе с алюминием в алюминидные покрытия, поэтому заключения о фазовом составе покрытий целесообразно сопоставлять со структурой сплавов в тройной системе никель—хром—алюминий, из которых следует, что структурными составляющими покрытий являются:  $\gamma$ -твердый раствор на основе никеля, фазы  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al,  $\beta$ -NiAl и  $\alpha$ -твердый раствор на основе хрома.

При температуре 1150 °С доминирующими являются фазы  $\gamma$  и  $\beta$ , при понижении температуры расширяются области существования  $\alpha$  и  $\gamma'$ -фаз. Растворимость хрома в  $\gamma'$ -фазе достигает 20 % ат., растворимость хрома в  $\beta$ -фазе мала и достигает 10 % при температуре 1445 °С.

Основная фаза NiAl обладает малой прочностью и пластичностью. При комнатной температуре модуль упругости:  $E(100) = 9,638 \cdot 10^4$  МПа,

$E(110) = 18,826 \cdot 10^4$  МПа,  $E(111) = 27,593 \cdot 10^4$  МПа. Фаза NiAl обладает максимальной прочностью в интервале 600...700 °С, и с понижением температуры ниже 600 °С и повышением выше 700 °С уменьшается. После длительных выдержек при повышенных температурах, а в некоторых случаях сразу же после получения покрытия (путем хромоалитирования в вакууме), в структуре присутствует фаза Ni<sub>3</sub>Al. Прочность Ni<sub>3</sub>Al почти в 2 раза больше прочности NiAl. С увеличением температуры прочностные свойства Ni<sub>3</sub>Al повышаются и достигают максимума при 550...750 °С. Для монокристаллов Ni<sub>3</sub>Al модуль упругости  $E = 19,91 \cdot 10^4$  МПа, а модуль сдвига  $G = 7,57 \cdot 10^4$  МПа при комнатной температуре. Высокими прочностными свойствами по сравнению с NiAl и Ni<sub>3</sub>Al обладают сплавы, в структуре которых содержатся обе эти фазы.

Когда на алюминидных покрытиях лопаток турбин были обнаружены трещины, полагали, что это связано с низкой пластичностью покрытия (рис. 9). Более высокая пластичность покрытий, полученных хромоалитированием в вакууме и имеющих структуру  $\beta + \gamma'$ , связана не только с меньшим содержанием алюминия, но и с наличием сжимающих напряжений в покрытии. Для большинства литейных никелевых сплавов в интервале 20...1000 °С температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР)  $\alpha = (14,3...14,8) \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ . Для диффузионных покрытий ТКЛР невелики:  $\alpha = 14,3 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  — для алюминидных покрытий со структурой  $\beta$ -фазы;  $\alpha = 13,5 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  — для хромоалюминидных покрытий со структурой  $\beta + 50\% \gamma'$ . Конденсационные, в частности электронно-лучевые покрытия системы Ni—Cr—Al—Y, имеют структуру  $\beta + \gamma$  и ТКЛР этих покрытий зависит от содержания в них алюминия и хрома. Например, при 20 % хрома, 10...12 % алюминия в интервале 20...1000 °С  $\alpha = (16,7...17) \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ .

Покрытие, полученное хромоалитированием, по структуре состоит из двух зон, внутренней и

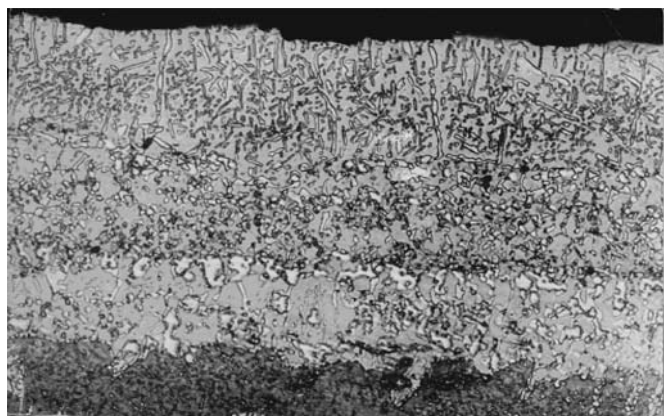


а)



б)

Рис. 9. Термоусталостные трещины в районе выходной кромки лопаток (а) и термоусталостные трещины покрытия, переходящие в сплав (б)



**Рис. 10.** Микроструктура покрытия после хромоалитирования и термовакуумной обработки (внешняя зона — NiAl и Ni<sub>3</sub>Al, внутренняя зона — NiAl, карбиды типа Me<sub>6</sub>C, MeC, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> и продолговатые включения μ-фазы). ×450

внешней. Фазовый состав внутренней зоны алюминидного покрытия формируется в результате диффузионного взаимодействия алюминия и других элементов, осаждаемых на подложку, с основой и легирующими элементами защищаемого сплава. Обычно в результате реакции между покрытием и сплавом внутренняя зона обедняется никелем и обогащается кобальтом, хромом, вольфрамом, молибденом и другими металлами, которыми легирован жаропрочный сплав. Поэтому во внутренней зоне образуются интерметаллидные фазы (рис. 10).

Диффузионный слой на границе сплав—покрытие составляет 20...25 мкм при общей толщине покрытия 60...65 мкм. С помощью данных точечного сканирования построены кривые распределения химических элементов по глубине покрытия (рис. 11, см. обложку). В плоскости  $x = 0$  находится граница лопатки и покрытия; при  $x > 0$  — область покрытия; при  $x < 0$  — тело лопатки. Диффузионная зона находится в координатах  $-12 \leq x \leq 12$  мкм, в которой отмечаются максимальное содержание хрома (15,8 % мас.) и значительное снижение содержания никеля. Структура покрытия во внешней зоне состоит из алюминидов NiAl и Ni<sub>3</sub>Al, частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и хрома. Внутренняя зона отделена от внешней цепочкой карбидов типа Me<sub>6</sub>C, MeC. Основной структурной составляющей внутренней зоны является матрица из β-NiAl, в которой распределены карбиды типа M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> и продолговатые включения μ-фазы. Структура алюминидного покрытия зависит от активности источника алюминия, температуры процесса, состава защищаемого сплава, толщины покрытия и концентрации других элементов, вводимых в покрытие.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Панков В.П.** Исследования сплавов и покрытий лопаток турбин газотурбинных двигателей в процессе эксплуатации // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 5 (137). С. 36—40.
2. **Панков В.П.** Исследования комбинированных жаростойких покрытий лопаток турбин газотурбинных двигателей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 3 (135). С. 26—30.
3. **Панков В.П.** Исследование способов удаления покрытий с лопаток турбин газотурбинных двигателей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 11 (143). С. 32—40.
4. **Панков В.П., Шаталов А.И., Соловьев В.А.** Структурные изменения в жаростойких покрытиях лопаток турбин при эксплуатации // НаукаПарк. 2014. № 2—2 (22). С. 51—55.
5. **Панков В.П., Шаталов А.И., Соловьев В.А.** Комбинированные жаростойкие покрытия лопаток турбин газотурбинного двигателя // НаукаПарк. 2014. № 2—2 (22). С. 56—61.
6. **Панков В.П., Павлоградский С.А., Панков Д.В.** Удаление покрытий с рабочих лопаток ГТД // Ремонт, восстановление, модернизация. 2006. № 4. С. 33—37.
7. **Панков В.П., Павлоградский С.А., Панков Д.В.** Разработка комбинированного жаростойкого покрытия для лопаток турбин высокого давления газотурбинного двигателя // Ремонт, восстановление, модернизация. 2006. № 5. С. 22—27.
8. **Пат. 2145363 РФ.** Способ нанесения комбинированного жаростойкого покрытия / В.П. Панков, П.Т. Коломыцев, В.Д. Ковалев. Оpubл. 10.01.96, Бюл. № 4.
9. **Пат. 2469129 РФ.** Способ нанесения комбинированного теплозащитного покрытия на детали из жаропрочных сплавов / В.П. Панков, П.Т. Коломыцев, Д.В. Панков. Оpubл. 10.12.12, Бюл. № 34.
10. **Пат. 2272089 РФ.** Способ нанесения комбинированного жаростойкого покрытия на лопатки турбин / В.П. Панков, П.Т. Коломыцев, В.Д. Ковалев, Д.В. Панков. Оpubл. 20.03.06, Бюл. № 8.
11. **Пат. 2349679 РФ.** Способ нанесения комбинированного теплозащитного покрытия на лопатки турбин ГТД / В.П. Панков, П.Т. Коломыцев, Д.В. Панков. Оpubл. 20.03.09, Бюл. № 8.
12. **Пат. 2320774 РФ.** Способ нанесения комплексного покрытия на детали из сплавов на основе никеля / В.П. Панков, Д.В. Панков. Оpubл. 27.03.08, Бюл. № 9.
13. **Пат. 2375497 РФ.** Способ нанесения защитного покрытия на детали из никелевых сплавов / В.П. Панков, П.Т. Коломыцев, Д.В. Панков и др. Оpubл. 10.12.09, Бюл. № 34.
14. **Пат. 2402639 РФ.** Способ нанесения комбинированного теплозащитного покрытия на детали из жаропрочных сплавов / В.П. Панков, П.Т. Коломыцев, В.Д. Ковалев, Д.В. Панков. Оpubл. 27.10.10, Бюл. № 30.
15. **Коломыцев П.Т.** Жаростойкие диффузионные покрытия. М.: Металлургия, 1979.
16. **Пат. 2266349 РФ.** Состав смеси для многократного хромоалитирования / В.П. Панков, П.Т. Коломыцев, В.Д. Ковалев, Д.В. Панков. Оpubл. 20.12.05, Бюл. № 35.



УДК 620.178.152.341.4

**М.М. Ляховицкий, В.В. Рошупкин, М.А. Покрасин, Н.А. Минина**  
(Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН, г. Москва)  
E-mail: pokrasin@gmail.com

## Размерные эффекты при непрерывном наноиндентировании\*

*Рассмотрены независимые размерные эффекты, возникающие при индентировании поверхностей конструкционных материалов в наномасштабе и влияющие на результаты испытаний. Показаны причины возникновения размерных эффектов. Приведены экспериментально полученные зависимости измеренной нанотвердости тантала, никеля, ванадия и алюминия от глубины индентирования. Рассмотрены проблемы, возникающие при исследованиях многофазных структур, в частности наноструктурных многофазных упрочняющих покрытий. Описаны причины явления скачкообразных деформаций при наноиндентировании многофазных структур. Исследования проведены на испытательной установке последнего поколения NanoTest (компания MicroMaterials Ltd, Великобритания) и соответствуют требованиям международного стандарта ISO 14577.*

**Ключевые слова:** нанотест, индентор Берковича, твердость, характерный размер, индентирование, размерный эффект, диаграмма нагрузка—глубина индентирования.

*Independent dimensional effects arising in the indentation of the surfaces of structural materials in the nanoscale and affecting on the test results are considered. The causes of dimensional effects are shown. The experimentally obtained dependences of the measured nanohardness of tantalum, nickel, vanadium and aluminum on the indentation depth are presented. The problems arising in the study of multiphase structures, in particular nanostructured multiphase hardening coatings are considered. The causes of the phenomenon of abrupt deformations in nanoindentation of multiphase structures are described. The studies are carried out on the latest generation equipment NanoTest facility (MicroMaterials Ltd, UK) and met the requirements of the international standard ISO 14577.*

**Keywords:** nanotest, Berkovich indenter, hardness, characteristic size, indentation, dimensional effect, load—indentation depth diagram.

Исследование механических свойств поверхностных слоев конструкционных материалов в последние годы приобретает все большую популярность. Это связано с технологическими прорывами в области создания новых конструкционных материалов (в том числе и композиционных) с уникальными физико-механическими свойствами, упрочняющих покрытий, модифицирования рабочих поверхностей. Между тем привычное для технологов и машиностроителей прагматическое отношение к испытаниям материалов с помощью макро- и микроиндентирования не всегда оправдано в случае наноиндентирования, поскольку по целому ряду причин физико-механические свойства нанообъектов и нанострук-

тур сильно, а иногда радикально отличаются от макроскопических [1]. Уменьшение характерных размеров объекта или элементов его структуры до  $R^* < 1$  мкм влечет за собой существенное изменение его механических свойств [1], так как в наномасштабе дислокационные механизмы деформации сменяются диффузионными.

Кроме того, при измерениях твердости материала в наномасштабе приходится сталкиваться с целым рядом других размерных эффектов, делающих определение твердости как отношение нагрузки на инденторе к площади его контакта с материалом (либо проекции площадки контакта на исследуемую поверхность образца) не совсем справедливым. Поэтому индентирование материала в наномасштабе представляет собой особую область исследований со своими особенностями, источниками погрешности и результатами.

Исследования выполняли методом непрерывного индентирования в соответствии с междуна-

\* Работа выполнена по государственному заданию № 075-00746-19-00.

родным стандартом ISO 14577—1.215 [2], 2.215 [3], 3.215 [4] и 4.207 [5] на автоматической (с полным компьютерным управлением) установке последнего поколения NanoTest (компания MicroMaterials Ltd, Великобритания), позволяющей проводить измерения в широком диапазоне нагрузок (0,5...20 000 мН) и температур (20...500 °С). В работе использовали алмазный индентор Берковича. Результаты исследований частично изложены в работах [6, 7].

На рис. 1 представлена зависимость механических свойств твердых тел от определяющих размеров объекта [8—11]. Здесь  $\sigma$  — предел прочности идеальной кристаллической решетки;  $E$  — модуль Юнга;  $R^*$  — определяющий размер объекта, в качестве которого в случае индентирования выступает размер зоны пластического течения под острием индентора. В первом приближении этот размер равен глубине внедрения индентора.

Из рис. 1 видно, что с уменьшением характерного размера объекта его прочностные характеристики стремятся к предельно возможным теоретически вычисленным в квантовом приближении, когда величина  $\sigma$  достигает  $0,1E$ . Это связано с тем, что при глубине индентирования  $d < 1$  мкм величина  $R^*$  становится соизмеримой со средним расстоянием между соседними дислокациями, а в области глубин  $\sim 10$  нм, соответственно, на два порядка меньше этого расстояния. Таким образом, в области с определяющим размером  $R^* < 100$  нм имеет место дислокационный голод, при этом дислокационные механизмы деформации частично сменяются диффузионными [10, 11], вероятность инициирования дислокационных потоков стремится к нулю, за счет чего механические свойства металла существенно возрастают.

Описанный размерный эффект является основным, проявляется практически у всех кристаллических материалов в нано- и частично в микродиапазонах. Особое место среди материалов занимают сапфир, плавленный кварц и стекло ВК7, у которых описанный размерный эффект из-за особенностей внутреннего строения отсутствует, и которые, благодаря этому, используются в качестве эталонов при калибровках испытательных систем.

На рис. 2 показана зависимость нанотвердости тантала, никеля, ванадия и алюминия от глубины индентирования. Из рис. 2 следует, что размерный эффект начинает сказываться уже при  $d < 1$  мкм. Индентирование образца плавленного кварца (твердость кварцевого эталона  $H = 8,8$  ГПа), выполненное тем же индентором в диапазоне нагрузок 0,5...200 мН, дает зависимость, показанную на рис. 3.

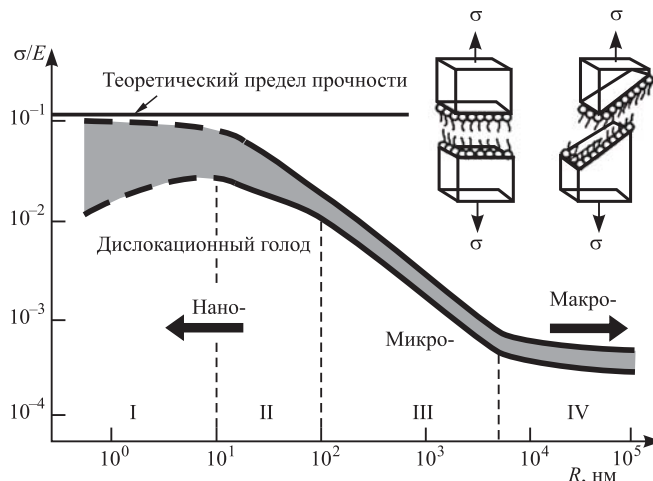


Рис. 1. Зависимость механических свойств твердого тела от определяющего размера объекта

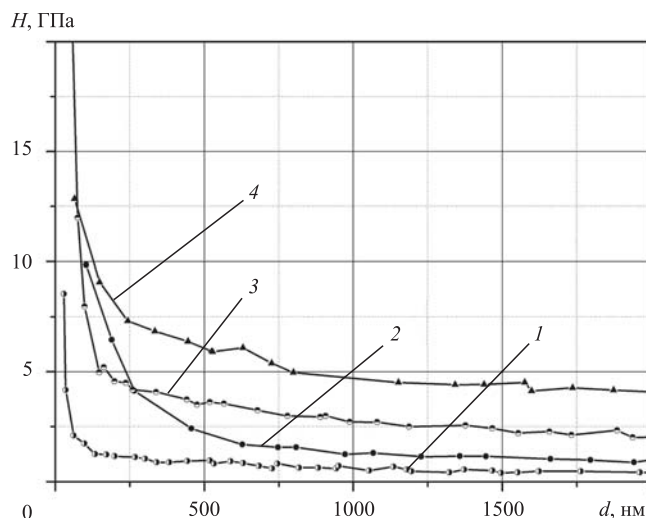


Рис. 2. Типичные зависимости твердости различных металлов в наномасштабе от глубины индентирования: 1 — алюминий; 2 — ванадий; 3 — никель; 4 — тантал

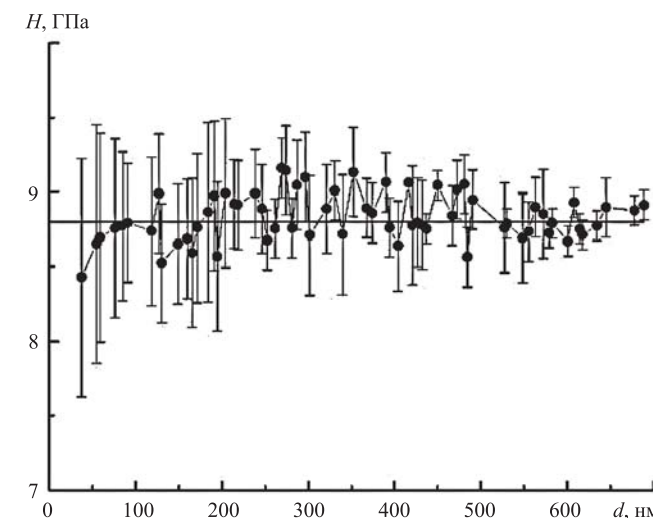


Рис. 3. Зависимость твердости плавленного кварца в наномасштабе от глубины индентирования

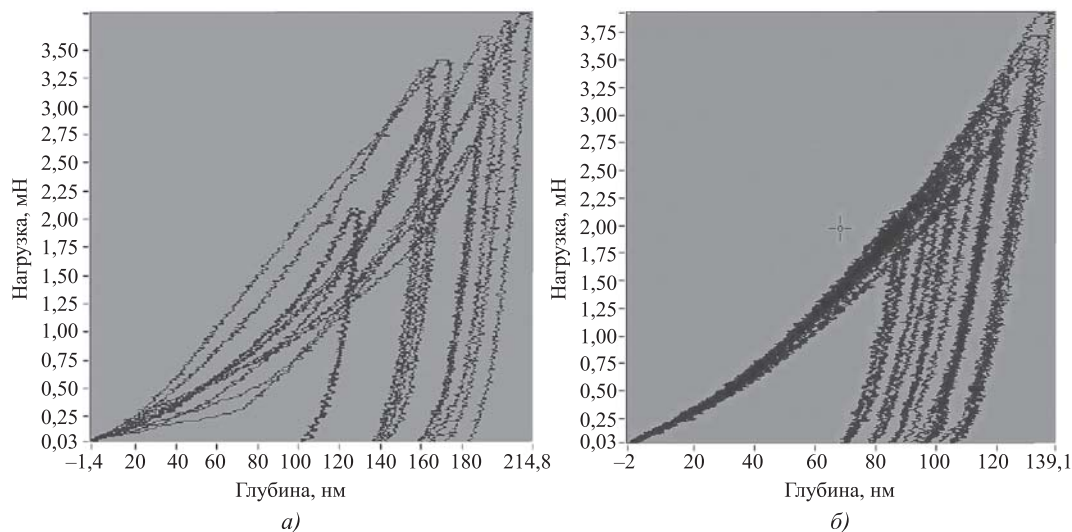


Рис. 4. Примеры  $p$ — $d$ -диаграмм в наномасштабе для стали мартенситного класса (а) и никеля (б)

Таким образом, атомные механизмы пластического течения в нано- и макрообъектах могут сильно отличаться даже в пределах одного и того же материала. Поэтому нельзя ожидать, что твердость в наномасштабе будет совпадать с твердостью в микро- и макрошкалах [1].

Малые размеры восстановленных отпечатков по сравнению с размерами зерен создают серьезные проблемы при исследованиях многофазных структур. Размер зерен в обычных поликристаллических материалах составляет 10...100 мкм, что на 1,5...2 порядка может превышать размер отпечатка. Отсюда следует, что результат испытания в наномасштабе существенно зависит от того, в зерно какой фазы попадает острие индентора. Нельзя не учитывать также и возможность попадания острия индентора на межзеренные границы, влияние которых было исследовано в работе [12]. Можно предположить, что существенную роль играет ориентация зерен материала относительно направления индентирования, а именно "сонаправленность" плоскостей скольжения кристаллической решетки с результирующим вектором сдвиговых напряжений. Определяющим условием скольжения при известном направлении приложения нагрузки становится система скольжения с наибольшим значением ориентационного фактора Шмида [Кристалл М.А., Пестов Б.Е., Давыдов В.В. и др. Электронная аппаратура ультразвуковых установок для исследования свойств твердого тела. М.: Энергия, 1974. 224 с.]:

$$s = \cos\varphi \cos\lambda,$$

где  $\varphi$  — угол между нормалью к плоскости скольжения и направлением приложения нагрузки;

$\lambda$  — угол между направлением скольжения и направлением приложения нагрузки.

Скольжение плоскостей кристаллической решетки лежит в основе феномена скачкообразной деформации на  $p$ — $d$ -диаграммах (где  $p$  — нагрузка) исследуемых материалов [1, 6] и пока не имеющего объяснения. Все это приводит к большому разбросу результатов измерений в случае многофазных и композиционных материалов, в отличие от однофазных. Соответственно, теряет в данном случае смысл определение твердости как способности материала сопротивляться внедрению в поверхность более твердого тела. Можно судить лишь о твердости материала в данной конкретной точке поверхности.

На рис. 4 представлены примеры семейств  $p$ — $d$ -диаграмм для стали мартенситного класса и никеля, полученных при варьировании нагрузки на инденторе от 1,5 до 4 мН. В случае стали виден большой разброс  $p$ — $d$ -диаграмм при переходе от точки к точке.

## Выводы

1. Структура и механические свойства приповерхностных слоев материала могут отличаться от объемных.
2. Испытания поверхностных слоев многофазных материалов в наномасштабе не имеют смысла.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Головин Ю.В. Наноиндентирование и его возможности. М.: Машиностроение, 2009. 312 с.
2. ISO 14577—1:2015. Metallic materials. Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Part 1: Test method. Geneva: ISO Publ., 2015. 46 p.

3. **ISO 14577—2:2015.** Metallic materials. Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Part 2: Verification and calibration of testing machines. Geneva: ISO Publ., 2015. 25 p.

4. **ISO 14577—3:2015.** Metallic materials. Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Part 3: Calibration of reference blocks. Geneva: ISO Publ. 2015. 8 p.

5. **ISO 14577—4:2007.** Metallic materials. Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Part 4: Test method for metallic and non-metallic coatings. Geneva: ISO Publ., 2007. 24 p.

6. **Наноиндентирование:** времязависимые размерные эффекты / М.М. Ляховицкий, С.А. Клименко, М.Ю. Копейкина, О.А. Нестеренко // Материалы 14-й Междунар. науч.-техн. конф. "Инженерия поверхности и реновация изделий". Киев: АТМ Украины, 2014. С. 68—79.

7. **Наноиндентирование:** особенности, проблемы, источники погрешности / М.М. Ляховицкий, М.А. Покрасин,

В.В. Рошупкин, А.И. Чернов // Материалы XIII Междунар. науч.-техн. семинара "Современные проблемы производства и ремонта в промышленности и на транспорте". Киев: АТМ Украины, 2013. С. 107—116.

8. **Gleiter H.** Nanostructured Materials: basic Concept and Microstructure // Acta Mater. 2000. Vol. 48. P. 1—29.

9. **Андреевский Р.А., Рагуля А.В.** Наноструктурные материалы. М.: Академия, 2005. 192 с.

10. **Гусев А.И.** Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. М.: Физматлит, 2005. 416 с.

11. **Суздаев И.П.** Нанотехнология: физикохимия нанокластеров, наноструктур и наноматериалов. М.: КомКнига, 2006. 592 с.

12. **Soer W.A., Aifantis K.E., De Hosson J.Th.M.** Incipient plasticity during nanoindentation at grain boundaries in body-centered cubic metals // Acta Mater. 2005. Vol. 53. P. 4665—4676.



ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



## МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ И ЗАРУБЕЖНЫЕ МАРКИ СПРАВОЧНИК

Осинцев О.Е., Федоров В.Н.

2-е изд., перераб. и доп. 2016. 360 с.

Цена 1300 руб.

В справочнике впервые систематизированы и обобщены сведения о физических, механических и технологических свойствах почти всех марок меди и сплавов на ее основе: латуней, бронз, медно-никелевых сплавов, а также специальных медных сплавов: микролегированных, дисперсно-упрочненных, с эффектом памяти и др. Показано влияние легирующих элементов и примесей на свойства сплавов. Изложены сведения о составе и структуре, особенностях термической обработки, даны двойные и многокомпонентные диаграммы состояния, определяющие фазовый состав. Приведены также сведения о свойствах зарубежных аналогов отечественных медных сплавов. 2-е издание (1-е издание 2004 г.) переработано в соответствии с новыми стандартами, а также дополнено сведениями по припоям на основе меди.

Для инженерно-технических работников машиностроительных, металлургических и металлообрабатывающих предприятий, научно-исследовательских и проектно-конструкторских организаций, а также для студентов, аспирантов и преподавателей высших учебных заведений и университетов.

**Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:**

по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: [realiz@mashin.ru](mailto:realiz@mashin.ru).  
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте [www.mashin.ru](http://www.mashin.ru)

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

E-mail: [utp@mashin.ru](mailto:utp@mashin.ru)

Web-site: [www.mashin.ru](http://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 11.12.2019 г. Подписано в печать 05.02.2020 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 солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: [www.aov.ru](http://www.aov.ru)