

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 13  
2017  
№ 9 (153)  
сентябрь

Издается с января 2005 г.

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

**Председатель редакционного совета**

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

**Заместитель главного редактора**

д.ф.-м.н., проф.  
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя редакционного совета:**

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

**Редакционный совет:**

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.  
А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.  
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.  
В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.  
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.  
А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.  
С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.  
В.Е. ГРОМОВ, д.ф.-м.н., проф.  
В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.  
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.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.  
А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.  
Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.  
В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.  
В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.  
М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

**Редакция:**  
И.Н. МЫМИРИНА  
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

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

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

## СОДЕРЖАНИЕ

### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Панков В.П.** Исследование характеристик износостойкости покрытий и наплавленных материалов для восстановления изделий из чугуна ..... 387
- Федосов С.А.** Применение кинетического индентирования для измерения параметров напряженно-деформированного состояния ..... 393
- Чекалова Е.А.** Структура и свойства локального диффузионного покрытия, нанесенного на быстрорежущую сталь ..... 398

### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Балановский А.Е., Ву В.Г.** Насыщение поверхности металла углеродом при плазменной поверхностной обработке ..... 403
- Кузьмин С.Д., Тарасова Т.В., Белашова И.С., Гусаров А.В., Белоконов Т.Д.** Использование математического аппарата для планирования эксперимента и прогнозирования свойств поверхности образца после лазерной обработки ..... 416
- Овчинников В.В., Учеваткина Н.В., Лукьяненко Е.В., Курбатова И.А., Якутина С.В., Шамрай В.Ф.** Эволюция структуры поверхностных слоев стали 30XGCH2A в процессе ее имплантации ионами меди ..... 420

### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

- Иванов В.В., Бабичев А.П., Смоленцев В.П., Кондратьев М.В.** Формирование химико-механических покрытий для опорных поверхностей сопрягаемых деталей ..... 427

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, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 13  
2017  
№ 9 (153)  
September

Since 2005, January

**Editor-in-Chief**

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

**Chair of Editorial Council**

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

**Editorial Assistant**

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

**Chairman Assistants:**

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

**Editorial council:**

Yu.P. ANKUDIMOV  
A.P. BABICHEV  
V.P. BALKOV  
V.M. BASHKOV  
A.I. BELIKOV  
A.I. BOLDYREV  
S.N. GRIGORIEV  
V.E. GROMOV  
V.A. ZEMSKOV  
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. RAHIMYANOV  
B.P. SAUSHKIN  
V.P. SMOLENTSEV  
A.M. SMYSLOV  
G.A. SUHOCHEV  
V.P. TABAKOV  
V.A. SHULOV  
M.L. KHEIFETS

**Edition:**

I.N. MYMRINA  
T.V. PARAYSKAYA

## CONTENTS

### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

**Pankov V.P.** Study of the characteristics of wear resistance of coatings and weld materials for the recovery of cast iron products ..... 387

**Fedosov S.A.** The use of dept sensing indentation testing for measurement of the stress-strain state ..... 393

**Chekalova E.A.** Structure and properties of a local diffusion coating applied to high-speed steel ..... 398

### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

**Balanovsky A.E., Wu W.G.** Carburization of the metal surface by plasma surface treatment ..... 403

**Kuzmin S.D., Tarasova T.V., Belashova I.S., Gusarov A.V., Belokon T.D.** Using mathematical methods for planning the experiment and predicting the surface properties of the sample after laser treatment ..... 416

**Ovchinnikov V.V., Uchevatkina N.V., Lukyanenko E.V., Kurbatova I.A., Jakutina S.V., Shamray V.F.** Evolution of the structure of the surface layers of 30XГCH2A steel in the process of its copper ions implantation ..... 420

### PROCESSING BY COMBINED METHODS

**Ivanov V.V., Babichev A.P., Smolentsev V.P., Kondratyev M.V.** Forming chemical and mechanical coverings for buttress surfaces of assembling parts ..... 427

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.  
Fax: (499) 269-48-97  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

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,  
Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform



УДК 621.785.5

**В.П. Панков**

(Научно-производственное предприятие "Плазма", г. Ставрополь)

E-mail: pankovvp61@list.ru

## Исследование характеристик износостойкости покрытий и наплавленных материалов для восстановления изделий из чугуна

*Представлены результаты экспериментальных исследований характеристик износостойкости покрытий и наплавленных материалов для восстановления изделий из чугуна. Показано, что разработанные плазменные износостойкие покрытия обладают повышенными характеристиками износостойкости. Наиболее экономически целесообразным методом повышения срока службы деталей является электродуговая наплавка слоя износостойкого материала.*

**Ключевые слова:** чугун, микроструктура, износостойкость, покрытие, плазма, наплавка, микротвердость, коэффициент трения.

*The results of experimental research of characteristics of wear resistance coatings and weld materials for the recovery of products from cast iron are presented. It is shown that the developed plasma-resistant coatings have improved wear characteristics. The most economically feasible method of increasing the service life of parts of electric arc surfacing of wear-resistant material layer.*

**Keywords:** cast iron, microstructure, wear resistance, coating, plasma, welding, microhardness, friction coefficient.

Мировой опыт производства зерна позволяет утверждать, что лучшими показателями технологической эффективности обладают вальцовые мельницы, обеспечивающие также лучшие показатели качества получаемой продукции (рис. 1) [1].

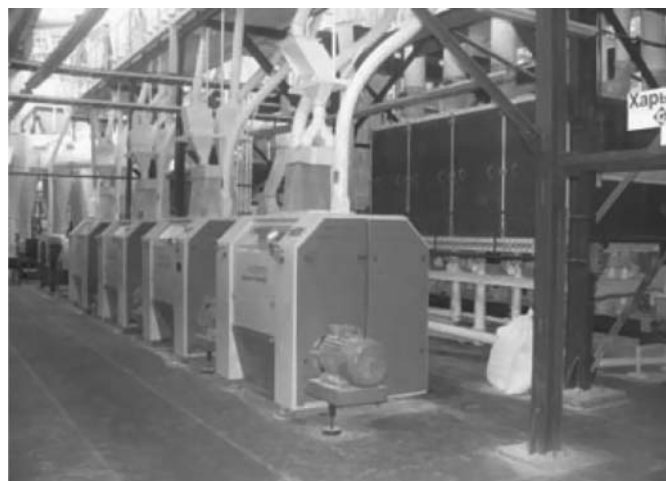


Рис. 1. Мукомольные мельницы в процессе работы

Рабочим органом вальцовых станков является пара или две пары валков, вращающихся навстречу друг другу с различной окружной скоростью (рис. 2). Рабочий слой валков изготавливается методом центробежного литья. Он выполняется из белого износостойкого чугуна или из двухслойно-



Рис. 2. Мельничный валок

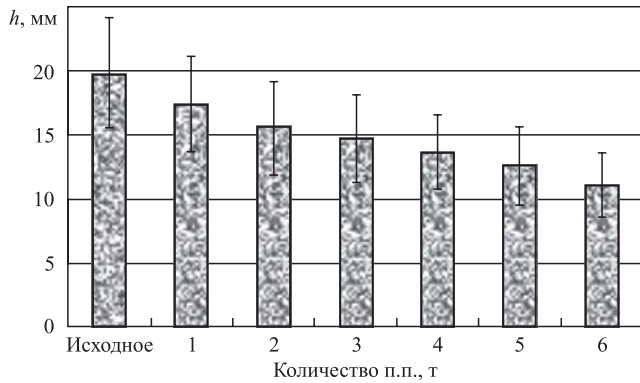


Рис. 3. Зависимость долговечности отбеленного слоя вальца от количества перерабатываемого продукта (п.п.)

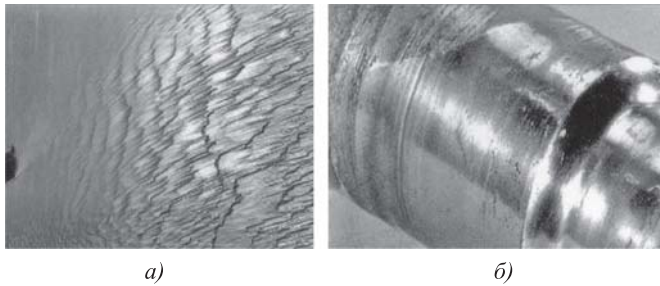


Рис. 4. Виды износа валков мукомольных мельниц: а — эрозия; б — износ трением

го чугуна (серый чугун с отбеленным поверхностным слоем) с глубиной отбеленного слоя не менее 15 мм и твердостью по Шору 64...75. Основные требования к валкам: высокая жесткость, твердость, теплопроводность, статическая и динамическая уравновешенность, определенная шероховатость поверхности, точность геометрической формы.

Для обеспечения качественного размола продукта на цилиндрическую поверхность вальца наносится продольная нарезка особого профиля — рифли. По мере работы рифли и отбеленный слой валков подвергаются истиранию (рис. 3), вследствие чего снижается общий выход муки, особенно высоких сортов [2].

При эксплуатации валков следует выделить следующие виды износа: эрозию и износ трением (рис. 4). Восстановление рабочего слоя валков — сложная научно-техническая задача.

Микроскопический анализ структурно-фазового состава валков мукомольных мельниц позволил выделить следующие основные структуры и их свойства [3]:

индефинит — двухслойное литье (рис. 5, а). Составные части структуры, цементит и графит, расположены рядами перпендикулярно к поверхности вальца. Металлическая основа индефинитных валков состоит из перлита или бейнита и имеет твердость 340...540 НВ;

отбеленный чугун (рис. 5, б). Однокомпонентные валки из отбеленного чугуна состоят из отбеленного, свободного от графита, рабочего слоя из цементита (ледебуритная эвтектика) и металлической матрицы. Сердцевина состоит из перлитного чугуна с пластинчатым графитом. Твердость поверхности и износостойкость определяются количественным составом цементита и типом металлической матрицы. Посредством подбора легиру-

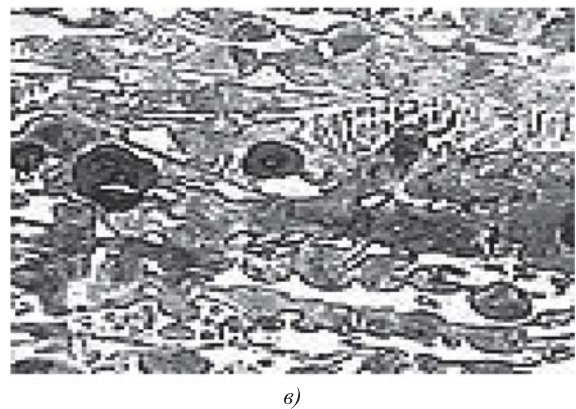
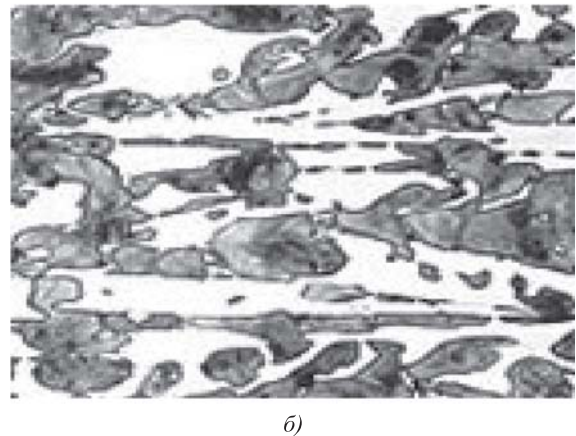
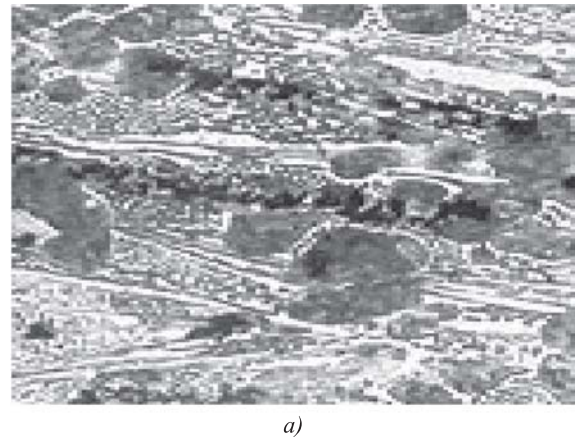


Рис. 5. Микроструктура чугуна:

а — индефинитное двухслойное литье; б — отбеленный чугун; в — перлитный чугун с шаровидным графитом

Влияние содержания углерода на износостойкость чугуна

Содержание углерода, %	Износ, кг/м <sup>2</sup> , на 1000 м пути															
	Нагрузка, МПа															
	15				25				35				50			
2,0	2,4	2,6	—	2,9	3,2	3,5	—	3,7	7,5	5,1	—	5,7	10,7	7,8	—	7,8
3,0	0,5	0,5	—	0,2	0,9	0,4	—	0,4	4,3	4,1	—	1,9	4,7	3,9	—	3,0
3,8	0,8	0,85	0,6	0,4	1,0	2,12	1,4	0,6	2,3	4,4	4,5	5,8	8,7	19,5	13,2	7,5

ющих элементов можно установить перлитную, бейнитную или мартенситную структуру;

перлитный чугун (рис. 5, в). Валки из чугуна с шаровидным графитом отличаются от валков из чугуна с пластинчатым графитом более высокими прочностными свойствами и улучшенными характеристиками вязкости. Наряду с шаровидным графитом в структуре может находиться различно большое количество цементита, что зависит от предъявляемой к валкам износостойкости. Если требования к износоустойчивости, механическим и тепловым нагрузкам особенно высоки, то валки отливают двухслойными методом статического или центробежного литья с сердцевиной из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом.

На износостойкость чугуна оказывают влияние размер и количество карбидов, зависящие от содержания углерода. В табл. 1 приведены значения износостойкости чугуна в зависимости от содержания углерода.

В процессе исследований высокопрочный чугун обрабатывали кубическим нитридом бора. Прове-

денные исследования показали, что использование режущего инструмента на основе кубического нитрида бора возможно при совмещении режимов обработки, применяемого оборудования для отбеленного чугуна и наплавленных и плазменно-напыленных слоев покрытий. Для чистовой доводки поверхности использовали пластины поликристаллического алмаза, обеспечивающие 6–7-й класс чистоты обработки поверхности (рис. 6) [4, 5].

Для повышения характеристик износостойкости поверхностных слоев изделий из чугуна нанесены теплозащитные износостойкие покрытия и наплавленные слои различных составов [2, 6–10]:

чугун ПЧР15;

белый нелегированный чугун;

износостойкое покрытие H55T45;

износостойкое покрытие — подслоя Co—Cr—Al—Y + 40 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 30 % X20H80 — 20 % CrC — 10 % WC;

износостойкое покрытие — подслоя Co—Cr—Al—Y + 40 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 40 % CrC — 20 % WC;

износостойкое покрытие — подслоя Co—Cr—Al—Y + 30 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 30 % H55T45 — 20 % CrC — 20 % WC;

износостойкое покрытие — подслоя Co—Cr—Al—Y + 30 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 30 % H85Ю15 — 20 % CrC — 20 % WC;

износостойкое покрытие — подслоя Co—Cr—Al—Y + 30 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 30 % H55T45 — 30 % H85Ю15 — 5 % CrC — 5 % WC;

износостойкое покрытие — подслоя Co—Cr—Al—Y + 30 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 20 % H55T45 — 30 % H85Ю15 — 10 % X20H80 — 5 % CrC — 5 % WC;

износостойкое покрытие ПР-НХ17СР4;

износостойкое покрытие ПК — 60 % X27Ю7С3 + 40 % WC;

теплозащитное износостойкое покрытие — подслоя Co—Cr—Al—Y + 20 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 50 % NiCr — 15 % TiC — 15 % B<sub>4</sub>C;

наплавленные составы: ПП-АН105, ЦС-1 "Сор-майт", ЭН-Т590, ЭН-Т620, ЭН-ИТС-01, КБХ-45,



а)

б)

Рис. 6. Валок мукомольной мельницы:

а — исходное состояние; б — после обработки

Средние значения толщин, микротвердости и коэффициентов трения покрытий

Материал (покрытие)	Толщина покрытия, мкм	Микротвердость, МПа	Коэффициент трения
Ni—Ti	135...163	3280	0,054
ZrO <sub>2</sub> —Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> —NiCr—CrC—WC	270...300	2100	0,019
ZrO <sub>2</sub> —Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> —NiCr	160...170	2000	0,018
Ni—Al	410...420	2800	0,022
ZrO <sub>2</sub> —Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> —NiTi—CrC—WC	240...260	3400	0,047
ZrO <sub>2</sub> —Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> —NiTi—NiAl	165...200	3945...6520	0,069
ZrO <sub>2</sub> —Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> —NiCr—TiC—B <sub>4</sub> C	150...200	7200...7600	0,072

ПП-АН170, ТЗ Релит, ЭН-Н60, ПР-Х4ГСР, ПР-НХ17СР4-У.

Данные по толщинам слоев покрытия определяли на оптическом микроскопе Neophot-21. Результаты фазового анализа покрытий: пористость — 2...4 %, соотношение керамика — ме-

талл 18...25 % в зависимости от состава смеси. Прочность сцепления износостойкого покрытия с основным металлом оценивали согласно ГОСТ 621—87. Испытания на изнашивание проводили на установке типа машины Амслера (машина трения МТ-2;  $p = 3,42$  МПа;  $V = 2,5$  м/с;  $t = 10$  ч). Линейный износ образцов определяли на оптиметре по разности его показаний до и после испытаний. Интенсивность изнашивания определяли как отношение линейного износа к пройденному образцами пути за время испытаний. Химический состав определяли микрорентгено-спектральным способом на электронном микроскопе Stereoscan S-600 с микроанализатором Link.

Исследовали характеристики покрытий и наплавленных слоев по твердости и износостойкости. Микроструктура и значения физико-механических характеристик покрытий представлены на рис. 7 и в табл. 2.

Лучшие результаты получены при высокоскоростном сверхзвуковом газопламенном напылении (HVOF, HVAF) (рис. 8). Микроструктура и значения физико-механических характеристик наплавленных слоев представлены на рис. 9 и в табл. 3.

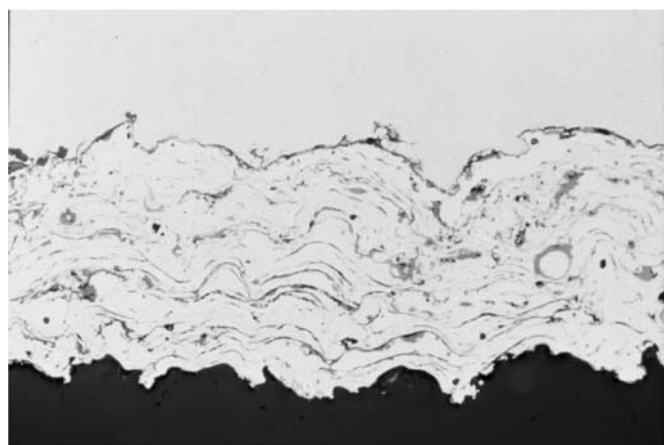


Рис. 7. Микроструктура плазменного покрытия



Рис. 8. Установка для высокоскоростного сверхзвукового газопламенного напыления

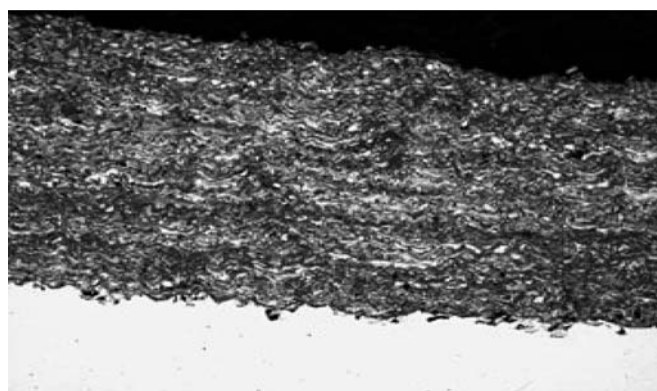


Рис. 9. Микроструктура наплавленного покрытия

Таблица 3

**Средние значения толщин, микротвердости, относительной износостойкости наплавленных слоев**

Материал (наплавка)	Толщина, мкм	Микротвердость, ГПа	Относительная износостойкость
ЭН-Т590	1500	6,2...7,9	5,4
ПП-АН105	1500	3,8...4,5	1,6
ЦС-1 "Сормайт"	1500	12,25...13,4	5,1
ЭН-ИТС 01	1500	15...18	5,9
КБХ-45	1500	15...18	6,2
ПП-АН170	1500	15...18	6,5
ТЗ Релит	1500	24...30	13,5

В условиях эксплуатации сплавы обладают максимальной износостойкостью, когда в них содержится наибольшее количество мартенсита со значительным содержанием упрочняющей фазы.

Небольшую износостойкость имеет наплавочный материал ПП-АН105, обеспечивающий в наплавленном металле чисто аустенитную структуру, что можно объяснить низкой микротвердостью стабильного аустенита ( $H_{50} = 3,8...4,5$  ГПа) и отсутствием упрочняющей фазы.

Низкой износостойкостью в условиях изнашивания обладает металл, наплавленный электродами ЭН-Н60, имеющий мартенситную структуру с незначительным количеством карбидов (5,3 %).

Таким образом, наплавочные материалы (ПП-3Х2В8; ЭН-Н60; ПП-АН105) обладают хорошей технологической и эксплуатационной надежностью, однако вследствие практически полного отсутствия в структуре карбидной фазы их износостойкость в 1,3...2,1 раза ниже, чем у чугуна, что обуславливает их полную непригодность для восстановления рабочего слоя валков.

Наибольшей сопротивляемостью изнашиванию обладают сплавы со значительным содержанием (50...80 %) упрочняющей фазы. Самую низкую износостойкость ( $\epsilon = 5,1$ ) в данной группе имеет металл, наплавленный электродами ЦС-1 "Сормайт", содержащий 60 % избыточных карбидов. Недостаточная износостойкость данного материала связана с малой микротвердостью карбидов  $Cr_7C_3$  ( $H_{50} = 12,25...13,4$  ГПа) по сравнению с микротвердостью абразивных частиц ( $H_{50} = 13,9...16,8$  ГПа), что вызывает малоцикловое разрушение поверхности трения.

Более высокой износостойкостью обладает металл, наплавленный электродами ЭН-Т590 ( $\epsilon = 5,4$ ) и ЭН-Т620 ( $\epsilon = 5,6$ ). Увеличение износостойкости данных материалов вызвано дополнительным легированием металла бором, что способствует повышению твердости карбидной фазы и основы сплава. Так, микротвердость избыточной фазы в этих материалах повышается до  $H_{50} = 14,3...16,5$  ГПа, а матрицы сплава — до  $H_{50} = 6,2...7,9$  ГПа.

Высокой износостойкостью обладают стандартные наплавочные материалы ЭН-ИТС-01 ( $\epsilon = 5,9$ ), КБХ-45 ( $\epsilon = 6,2$ ), ПП-АН170 ( $\epsilon = 6,5$ ). Увеличение способности данной группы материалов сопротивляться изнашиванию связано с тем, что микротвердость избыточных включений ( $H_{50} = 15...18$  ГПа) сравнима или больше микротвердости абразивных частиц.

Максимальной износостойкостью среди всех исследованных наплавочных материалов обладает металлокерамический сплав ТЗ Релит ( $\epsilon = 13,5$ ), микроструктура которого состоит из твердого раствора с крупными частицами дробленного монокристалла вольфрама WC. Интенсивность изнашивания этого сплава значительно меньше, чем у рассмотренных выше наплавочных материалов, вследствие значительной твердости карбида вольфрама ( $H_{50} = 24...30$  ГПа), которая в 1,6...2 раза выше твердости абразивных частиц. Однако применение релита в качестве защитного материала несмотря на значительную износостойкость ограничено его недостаточной эксплуатационной приемлемостью, высокой стоимостью, малой производительностью и трудоемкостью газопламенной наплавки.

Уровень износостойкости сплава ЦС-1 "Сормайт", а также металла, наплавленного электродами ЭН-Т590, ЭН-Т620, в 1,8...1,0 раза выше, чем у чугуна, поэтому их можно использовать для износостойкой наплавки рабочих поверхностей. В то же время износостойкость данных материалов не является предельно возможной. Свидетельство этому — высокий уровень сопротивляемости изнашиванию наплавочных материалов ПП-АН170, КБХ-45, микротвердость упрочняющей фазы которых достигает 18...22 ГПа. Однако такие сплавы неприемлемы для наплавки, поскольку склонны к трещинообразованию и чрезмерной хрупкости, что приводит к выкрашиванию металла в процессе работы.

Для достижения оптимальных параметров восстановленных слоев мукомольных валков по соображениям их технологичности, микротвердости, фазового состава, пористости, износостойкости, склонности к трещинообразованию для

дальнейших исследований отобрали следующие плазменные износостойкие покрытия и наплавочные слои:

белый нелегированный чугун;

износостойкое покрытие — подслои Co—Cr—Al—Y + 30 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 30 % H55T45 — 30 % H85Ю15 — 5 % CrC — 5 % WC;

наплавочные составы: ПП-АН125, ЦС-1 "Сормайт", ЭН-Т590;

теплозащитное износостойкое покрытие — подслои Co—Cr—Al—Y + 20 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>—50 % NiCr — 15 % TiC — 15 % В<sub>4</sub>С.

Покрытия на основе чугуна приняты для дальнейшего использования из-за близости фазового состава к исходному материалу валков; теплозащитные покрытия (подслои Co—Cr—Al—Y + 30 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 30 % H55T45 — 30 % H85Ю15 — 5 % CrC — 5 % WC и подслои Co—Cr—Al—Y + 20 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>—50 % NiCr—15 % TiC—15 % В<sub>4</sub>С) — из-за высоких характеристик микротвердости и износостойкости. Наплавочный материал ПП-АН125 с аустенито-мартенситной основой и 10...15 % карбидов мало склонен к трещинообразованию, обладает хорошей технологической и эксплуатационной надежностью. Наплавочные материалы ЭН-Т590 и ЦС-1 "Сормайт" обрабатывали как металлы с более высокой износостойкостью (в 1,8...2,0 раза выше, чем у чугуна).

Учитывая размеры мельничного оборудования, допустимый износ рабочих поверхностей, а также необходимость соответствия нормативным документам по металлопримесям в продукте помола, считаем, что наиболее экономически целесообразным методом повышения их срока службы является электродуговая наплавка слоя износостойкого материала [11, 12]. Разработанные покрытия можно применять в технологиях восстановления изношенного слоя деталей машин, выполненных из чугуна.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жидков В.Е., Панков В.П. Металлические покрытия для повышения долговечности деталей бытовых машин // НаукаПарк. 2013. № 6 (16). С. 81—87.
2. Попов С.Н. Физические и материаловедческие основы изнашивания деталей машин. СПб., СПГУ, 2013. 71 с.
3. Панков В.П., Шаталов А.И., Соловьев В.А. Исследование структурно-фазового состава вальцов му-

комольных мельниц и материалов для их обработки с нанесенным износостойким покрытием // Инновационные направления в образовании, экономике, технике и технологиях: Мат. науч.-практ. конф., посвященной 85-летию ДГТУ / под ред. В.Е. Жидкова. 2015. С. 318—325.

4. **Исследование** режимов обработки вальцов мукомольных мельниц с нанесенным покрытием / В.П. Панков, А.И. Шаталов, В.А. Соловьев и др. // НаукаПарк. 2015. № 2 (32). С. 58—62.

5. **Исследование** материалов для обработки чугуна и износостойких покрытий / В.П. Панков, А.И. Шаталов, В.А. Соловьев и др. // НаукаПарк. 2015. № 3 (33). С. 59—63.

6. **Пат. 2425906 РФ.** Способ нанесения теплозащитного износостойкого покрытия на детали из чугуна и стали / Панков В.П., Панков Д.В. и др. Опубл. 10.08.2011. Бюл. № 22.

7. **Пат. 2455385 РФ.** Способ нанесения теплозащитного износостойкого покрытия на детали из чугуна и стали / Панков В.П., Панков Д.В., Шаталов А.И. и др. Опубл. 10.07.2012. Бюл. № 19.

8. **Пат. 2521780 РФ.** Способ нанесения теплозащитного износостойкого покрытия на детали из чугуна и стали / Панков В.П., Панков Д.В., Жидков В.Е. и др. Опубл. 12.05.2014. Бюл. № 19.

9. **Панков В.П., Шаталов А.И., Жидков В.Е.** Плазменные комбинированные покрытия поршневых колец — инструмент повышения ресурса автотракторных ДВС // Автомобильная промышленность. 2014. № 6. С. 32—36.

10. **Панков В.П., Жидков В.Е.** Исследование износостойкости и задиростойкости плазменных металло-керамических покрытий цилиндропоршневой группы автотракторной техники // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2014. № 1. С. 27—30.

11. **Панков В.П., Шаталов А.И., Соловьев В.А.** и др. Разработка методов удаления продуктов износа вальцов мукомольных мельниц с разработанным покрытием магнитным сепарированием // НаукаПарк. 2015. № 3 (33). С. 63—66.

12. **Панков В.П., Шаталов А.И., Соловьев В.А.** Исследование эффективности удаления продуктов износа вальцов мукомольных мельниц с разработанным износостойким плазменным покрытием магнитным сепарированием // Инновационные направления в образовании, экономике, технике и технологиях: Мат. науч.-практ. конф., посвященной 85-летию ДГТУ / под ред. В.Е. Жидкова. 2015. С. 325—330.



## Применение кинетического индентирования для измерения параметров напряженно-деформированного состояния

*Проведен критический анализ работ, посвященных определению внутренних напряжений и степени поверхностного наклепа методом кинетического индентирования.*

**Ключевые слова:** индентирование, остаточные напряжения, наклеп.

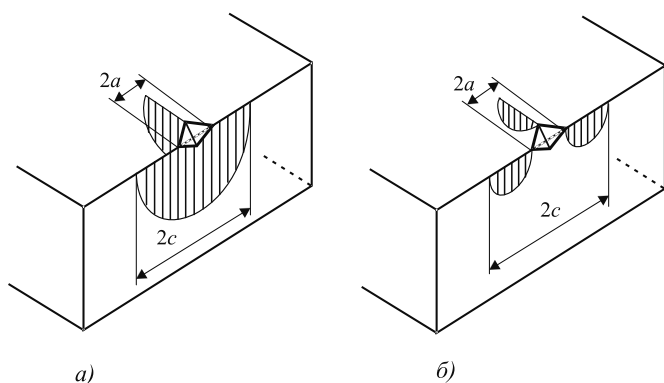
*Critical review of works, devoted to gauged of residual stresses, strain fields and extent of surface cold working, is presented.*

**Keywords:** indentation, residual stressed, strain fields.

Индентирование уже довольно давно пытались применить для оценки напряжений в поверхностных слоях. Так, еще в 1932 г. Кокудо изучал изменение твердости в сжатых и растянутых образцах [1]. Для хрупкого материала в этих целях может быть применен метод, основанный на анализе распространения трещин от индентора [2], согласно которому

$$\sigma^R = K_{1c} \frac{1 - (c/c_0)^{-3/2}}{Yc^{1/2}}, \quad (1)$$

где  $\sigma^R$  — остаточные напряжения;  $c$  — длина трещины, инициированной индентированием (рис. 1);  $c_0$  — то же в отсутствие остаточных напряжений;  $Y$  — параметр, зависящий от типа трещин и режима нагружения [3].



**Рис. 1. Геометрические параметры трещин, образующихся при индентировании хрупких материалов:**

$a$  — полукруговая трещина;  $b$  — бикруговая трещина;  $c$  — радиус трещины;  $2a = d$  — диагональ отпечатка Виккерса

Для вязких материалов основные подходы к определению остаточных напряжений были заложены уже в работах Тейбора и Аткинсона [4, 5]. Однако несмотря на кажущееся удобство, индентирование не стало популярным методом измерения остаточных напряжений. Объясняется это тем, что последние оказывают крайнее слабое влияние на твердость. Положение изменилось только с появлением аппаратуры для кинетического индентирования (Dept Sensing Indentation Testing, или DSI). Данному вопросу и была посвящена работа [6].

Предложенный в [6] метод позволяет определять амплитуду и знак остаточных упругих напряжений  $\sigma^R$ , а также величину остаточной поверхностной пластической деформации  $e^R$ . Фактически измеряется изменение предела текучести  $\sigma_T^R$ , обусловленное деформационным упрочнением (наклепом), и потому знак этой деформации, разумеется, не может быть определен. Также по очевидным причинам не может быть определена  $e^R$  в материалах с малым коэффициентом деформационного упрочнения. Величина этой деформации не должна превышать половину характеристической деформации под индентором (согласно данным авторов [6], последняя для инденторов Виккерса и Берковича равна 0,29, и потому максимально измеримое значение  $e^R = 14,5\%$ ).

Пусть под поверхностью существуют поле эквивиаксиальных остаточных напряжений (т. е.  $\sigma_{x,0}^R = \sigma_{y,0}^R$ ), амплитуда которых постоянна до глубины, минимум в три, а лучше в семь раз превышающей контактный радиус индентора. Считается, что существующие напряжения и дефор-

магии не влияют на параметры деформационного упрочнения и модуль упругости. Упругие напряжения не должны влиять на характеристическую деформацию под индентором (это может быть не так в материалах с одновременно существующими большими пластическими и упругими деформациями, например в пенокомпозитах).

Анализ основан на таком не совсем тривиальном факте, что упругие, все равно сжимающие или растягивающие, напряжения не влияют на среднее контактное давление. Наличие напряжений, разумеется, изменяет глубину внедрения индентора, но не изменяет реальную контактную площадь, в отличие от номинальной, определяемой сечением индентора поверхностью образца. Это верно, однако, только для "острых" инденторов (Виккерса, Берковича и др.). Для "тупых" инденторов (например, сферических) это не так.

Используя закон Кикка для "острого" индентора ( $F \sim h^2$ ) и представляя поле остаточных напряжений как суперпозицию эквивалентной гидростатической и фиктивной поверхностной дополняющей нагрузки, авторы [6] показали, что для случая растягивающих напряжений

$$A_0/A = 1 + \sigma^R/p_m \text{ при } h_{\max} = \text{const} \quad (2)$$

и

$$h_0^2/h^2 = 1 - \sigma^R/p_m \text{ при } F_{\max} = \text{const.} \quad (3)$$

Здесь  $p_m$  — среднее давление (твердость) в отсутствие остаточных напряжений;  $A$ ,  $A_0$  и  $h$ ,  $h_0$  — реальные контактные площади и глубины внедрения индентора в поверхности с остаточными напряжениями и без них (уравнение (2) относится к случаю индентирования до одной и той же максимальной величины внедрения индентора, а (3) — до достижения одного и того же максимального усилия). Вместо реальных контактных площадей могут быть использованы площади отпечатков.

В случае сжимающих остаточных напряжений опасения потери контакта по контактному периметру индентора заставили применить несколько иной способ анализа, который привел к следующей оценке:

$$A_0/A \approx 1 - \sigma^R \sin \alpha / p_m \text{ при } h_{\max} = \text{const} \quad (4)$$

и

$$h_0^2/h^2 \approx 1 + \sigma^R \sin \alpha / p_m \text{ при } F_{\max} = \text{const} \quad (5)$$

(здесь  $\alpha$  — угол, образуемый индентруемой поверхностью с гранью индентора: для пирамидки Виккерса  $\alpha = 22^\circ$ , а для пирамидки Берковича  $\alpha = 24,7^\circ$ ).

Таким образом, получилось несимметричное решение относительно знака остаточных напряжений.

Проверка аналитического решения была осуществлена сравнением соответствующих контактных площадей как с их значениями, полученными с помощью моделирования методом конечных элементов (МКЭ), так и с экспериментальными, взятыми из работы [7], где проводили индентирование закаленного из расплава алюминиевого сплава 8009. Совпадение было весьма хорошим.

Итак, для определения остаточных напряжений в слоях, в которых не предполагается изменения  $\sigma_T$  (за счет наклепа), предлагается проиндентировать материал в интересующей зоне и в зоне, где остаточные напряжения отсутствуют. Если кривая  $F-h$  проходит над кривой  $F_0-h_0$ , то напряжения сжимающие, в противном случае — они растягивающие. Зная их знак и решая соответственно уравнения (2) и (3) или (4) и (5), получают амплитуду остаточных напряжений.

Для случая наличия поверхностного наклепа, используя результаты численного моделирования, проведенного в более ранней своей работе [8], авторы [6] получили следующее соотношение:

$$\frac{A_p}{A_{p0}} = \left(1 + \frac{\sigma_T^R}{\sigma_r}\right)^{-1} \left(1 + \frac{\sigma_T}{\sigma_r}\right) \times \left(1 + \ln \frac{E \text{tg} \alpha}{3\sigma_T^R}\right)^{-1} \left(1 + \ln \frac{E \text{tg} \alpha}{3\sigma_T}\right), \quad (6)$$

где  $\sigma_r$  — предел текучести материала, деформированного на величину репрезентативной деформации под индентором.

Из уравнения (1) нетрудно показать, что отношение площадей при двух индентированиях может быть также найдено из соотношения контактных жесткостей:  $A_p/A_{p0} = S^2/S_0^2$ . Подставляя это уравнение в (6), можно решить последнее численно относительно  $\sigma_T^R$ , после чего с помощью уравнения Холломона или графической зависимости  $\sigma-e$  можно найти и амплитуду предшествующей пластической деформации  $e^R$ .

Очевидно, что деформация, в отличие от напряжений, за счет деформационного твердения изменяет пластические свойства и должна изменять контактную площадь при фиксированной нагрузке, а не при фиксированной величине внедрения индентора (обратное утверждение, содержащееся в статье [6], очевидно ошибка и противоречит собственному анализу авторов для упругого случая). Тогда, действительно, имеется возможность разделить эффекты от остаточных напряжений и пла-

стических деформаций, определяя первые из них по соотношению внедрений индентора (или контактных площадей при  $h_{\max} = \text{const}$ ), а вторые — по соотношению контактных площадей при  $F_{\max} = \text{const}$ .

Область валидности данного анализа:  $\sigma_T \leq \sigma_T^R \leq \sigma_r$  и  $E/\sigma_T < 100$ . В случае если механические свойства материала ( $E, n, \nu, \sigma_y, \sigma_r$ ) неизвестны, их предлагается находить по релевантным методикам путем индентирования на поверхностях, не подвергавшихся наклепу и не содержащих остаточных напряжений. Следует отметить, однако, что никаких собственных сравнительных экспериментов с определением остаточных напряжений другими методами авторами данной методики проведено не было.

Основываясь на МКЭ-моделировании [9], авторы работы [10] также подтверждают крайне слабое, если вообще существующее, влияние остаточных напряжений на твердость. Вместе с тем они отмечают их значительное влияние на коэффициент  $c$  ( $c = A/A_0$ ), который и рекомендуют использовать для измерения последних. В работе [10] рассматриваются три случая: а) определение деформаций  $e^R$  в отсутствие напряжений  $\sigma^R$ ; б) определение  $\sigma^R$  в отсутствие  $e^R$  и в) совместный случай. При этом отмечается, что если твердость есть функция только  $e^R$ , то коэффициент  $c$  есть функция как  $e^R$ , так и  $\sigma^R$ .

*Случай а.* Для определения величины  $e^R$  в работе [10] применялся близкий к классическому [4, 5] метод с тем единственным отличием, что вместо уравнения Тейбора—Марковца предлагалось использовать двучлен  $H = K_1\sigma_l + K_2\sigma_h$ , где  $\sigma_l, \sigma_h$  — напряжения, соответствующие одноосной деформации 0,02 и 0,35 соответственно;  $K_1, K_2$  — коэффициенты: для индентора Виккерса  $K_1 = 1, K_2 = 1,4$ , для эквивалентного конического индентора  $K_1 = K_2 = 1,55$ . Для материалов, подчиняющихся уравнению Холломона, может использоваться тот же двучлен, но в этом случае  $K_2 = 1,65$ .

Определив увеличение твердости в результате наклепа и либо зная параметры уравнения Холломона, либо полагаясь на графическую зависимость  $\sigma—e$ , нетрудно определить величину  $e^R$ . При этом предполагается аддитивность  $e^R$  и  $e_p$ . Знак  $e^R$  определить, разумеется, также невозможно.

*Случай б.* По результатам компьютерного моделирования было найдено, что для коэффициента  $c$  верна зависимость

$$c^2 = C_1 + C_2 \ln \Lambda. \quad (7)$$

Здесь  $\Lambda$  — функция Джонсона,  $\Lambda = \text{Etg} \alpha / (\sigma_T (1 - \nu^2))$ , а  $C_1, C_2$  — коэффициенты, причем  $C_2 = 0,32$ .

Подчеркивается, что (7) только аппроксимация, хотя и очень точная. Приблизительный диапазон валидности данного уравнения  $5 < \Lambda < 400$ .

Записывая (7) для областей материала с остаточными напряжениями и без них и полагая, что параметр  $c^2$  одинаков, когда одинакова сумма  $\sigma_T + \sigma^R$ , получим

$$c^2 = c_0^2 - C_2 \ln(1 + \sigma^R/\sigma_T). \quad (8)$$

Таким образом, определив при индентировании  $c^2$  в интересующей зоне и  $c_0^2$  в области, свободной от остаточных напряжений, можно рассчитать  $\sigma^R$ .

Эквибиаксиальное распределение остаточных напряжений на практике встречается не часто. Поэтому весьма полезным было бы распространение метода на более общий случай. Для этого в статье предлагается использовать критерий Мизеса.

*Случай в.* При индентировании материала с одновременно присутствующими остаточными напряжениями и деформациями уравнение (8) приобретает вид

$$c^2 = c_{0,e}^2 - \ln(1 + \sigma^R/\sigma_T^R), \quad (9)$$

где  $c_{0,e}$  определяется в области с той же остаточной деформацией  $e^R$ , что и в исследуемой зоне, но без остаточных напряжений. Величина  $\sigma_T^R$  находится с использованием уравнения Холломона или по кривой  $\sigma—e$  после определения деформации  $e^R$  в соответствии со случаем а.

Найти зону для определения  $c_{0,e}$  может быть довольно затруднительно. Однако с помощью МКЭ-моделирования было найдено, что с достаточной точностью  $c^2(e^R, \sigma^R = 0) = c^2(e^R = 0, \sigma^R = 0) + 2|e^R|$ , что дает возможность проводить "калибровочное" индентирование в области, свободной как от напряжений, так и от деформаций.

В связи с тем, что методика определения остаточных напряжений, разработанная Сурешем и Гианнакопулосом [6], основана преимущественно на аналитическом анализе, тогда как способ Карлсона и Ларсона [10] — на компьютерном моделировании, естественно возникает вопрос об их сходимости. Проанализировав уравнение для растягивающих остаточных напряжений (3), авторы работы [10] показали, что при разумных допущениях оно преобразуется в (8) с коэффициентом  $C_2 = 1/3$ , что можно считать неплохим совпадением.

Во второй части работы [11] авторы представили результаты экспериментальной проверки своей методики. Для этого они проиндентировали с нагрузкой 500 Н деформированные изгибом образцы из алюминиевого сплава 4120-14 и

котельной стали А508В (в последнем случае применялись надрезанные образцы). Также использовались экспериментальные данные из работы [7]. "Истинные" значения остаточных напряжений и пластической деформации получали МКЭ-моделированием. Значения реальной контактной площади  $A_p$  определяли планиметрированием изображений отпечатков. Номинальную контактную площадь рассчитывали как  $A_{p0} = gh^2$ .

Для образцов, не подвергшихся пластической деформации, отмечалось очень хорошее совпадение значений  $c^2$ , определенных экспериментально и рассчитанных по настоящей модели, для растягивающих напряжений и сжимающих до порядка  $\sigma^R \geq -\sigma_T/3$ , после чего результаты начинали расходиться. В отсутствие остаточных напряжений для деформации растяжения и до порядка 1 % деформации сжатия совпадение результатов было также хорошим. Однако для случая совместного наличия остаточных напряжений и деформаций совпадение результатов было весьма плохим во всех диапазонах, наблюдались даже качественные различия. В статье обсуждались возможные причины этого.

По нашему же мнению, одной из причин могло быть и то, что авторы не учли деформационное упрочнение от репрезентативной деформации и использовали в (8) и (9)  $\sigma_T$  вместо  $\sigma_r$ . Совпадение же с результатами Гианнакополоуса и Суреша имело место вследствие использования при конверсии уравнения Тейбора, приведшего к автоматической замене  $\sigma_T$  на  $\sigma_r$ .

Отмечая, что Суреш и Гианнакополоус фактически не подвергали свою методику экспериментальной проверке, в работе [12] указывают, что подобным способом можно измерить только весьма большие остаточные напряжения, близкие к пределу текучести. Для измерения же более низких их значений, обычно имеющих на практике, из-за слабости эффекта может не хватить точности аппаратуры.

Согласно МКЭ-моделированию, проведенному авторами работы [12], остаточные напряжения действительно не оказывают влияния на твердость при индентировании в режиме полной пластичности. Однако при индентировании в переходном режиме между упругой деформацией и полностью пластической такой эффект наблюдается. Кроме того, как нетрудно показать, остаточные напряжения влияют на значение контактного давления, при котором начинается пластическая деформация. На этом и основаны два способа измерения остаточных напряжений, предложенных в работе [12].

Основными преимуществами своей методики, основанной на индентировании в переходном ре-

жиме, авторы [12] считают то, что она не требует знания значения предела текучести. Правда, требуется знание значения отношения  $E_r/\sigma_T$ , а также экспоненциального коэффициента упрочнения  $n$ . Метод достаточно трудоемок. Поэтому рассмотрим подробнее только способ, основанный на сдвиге начала пластической деформации. Как основанный на теории Герца он требует применения сферического индентора.

При условии аддитивности напряжений контактного давления и остаточных напряжений из решения Герца следует, что пластическая деформация будет начинаться при

$$p_m = 1,07(\sigma_T - \sigma^R). \quad (10)$$

МКЭ-моделирование подтвердило достаточно высокую степень точности этого уравнения даже при больших остаточных напряжениях сжатия, когда происходило перемещение области начала пластического течения от положения, предсказываемого теорией Герца, к контактной периферии [13].

Подставляя значение среднего контактного давления, даваемое теорией Герца, в (10), получим

$$\frac{\sigma^R}{\sigma_T} = 1 - \frac{3,72}{3\pi} \left( \frac{E_r a}{R \sigma_T} \right)_0, \quad (11)$$

где  $R$  — радиус сферического индентора;  $a$  — контактный радиус;  $E_r$  — эффективный модуль упругости ( $E_r = E/(1 - \nu)$ ,  $E$  — нормальный модуль упругости,  $\nu$  — коэффициент Пуассона).

Из уравнения (11) видно, что при известном значении предела текучести  $\sigma_T$ , значение остаточных напряжений  $\sigma^R$  можно определить прямым экспериментальным измерением параметра в скобках (он представляет собой нормализованное значение контактного радиуса, соответствующее началу пластической деформации под индентором). Сделать это можно следующим образом. Исходя из геометрии сферического индентора для контактного радиуса можно записать:  $a = (2R h_c - h_c^2)^{1/2}$ . Контактную глубину  $h_c$  предлагалось определять согласно [14] как  $h_c = 1/2(h_{\max} + h_r)$  либо из жесткости контакта по методике Оливера—Фарра (необходимо отметить, что последняя была разработана еще приблизительно за 20 лет до Оливера и Фарра в работах Булычева, Алехина и Шоршорова [15]).

Прямое использование уравнений (10), (11) осложнено, однако, тем, что, как уже отмечалось выше, трудно точно определить начало пластического течения. Для преодоления этого затруднения предлагается экстраполировать результаты, полученные при индентировании в достаточно широком диапазоне нагрузок.

Для этого для экспериментальных результатов методом наименьших квадратов можно найти регрессионную кривую в виде  $h_r/h_{\max} = A_1 + A_2 \lg(E_r a / (\sigma_T R))$  (вид функции был выбран на основании того, что форма экспериментальных зависимостей была близка к логарифмической) и аппроксимировать ее на  $h_r/h_{\max} = 0$ . При этом рекомендуют использовать только верхние 90 % нагрузочных кривых. Подобная процедура, примененная к МКЭ-результатам, дала ошибку в пределах 2 %.

Для проверки предлагаемого метода в работе [12] провели индентирование образцов, в которых внешней нагрузкой было создано поле эквибиаксиальных напряжений (образец фактически представлял собой полированную мембрану, подвергаемую двухосному изгибу в специальном приспособлении). Образцы были изготовлены из алюминиевых сплавов 2024-T3, 6061-T6 и 7075-T6. Индентирование проводили сапфировой сферой диаметром 69 мкм с нагрузками в диапазоне 20...600 мН.

В процессе нагружения измеряли деформацию мембраны, рассчитывали внутренние напряжения и сверяли их с теми значениями, которые получали из результатов индентирования с применением описанной выше методики.

Расхождение не превысило 10...20 % от предела текучести индентируемого материала. Наблюдавшуюся небольшую систематическую погрешность авторы объясняли неучтенными приповерхностными остаточными напряжениями, предположительно введенными при шлифовании образцов.

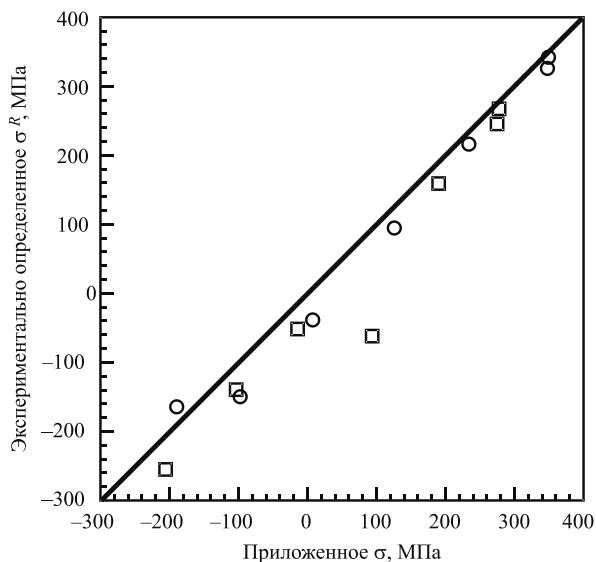


Рис. 2. Сравнение напряжений, созданных в образце внешним нагружением, с измеренными экспериментально индентированием по методике из работы [12]: ○ — 2024-T3; □ — 6061-T6

Исключение систематической погрешности снизило разброс до 10 % (рис. 2).

Возникал вопрос, насколько возможность возникновения навала вокруг индентора (pile-up) может снизить достоверность метода. Однако согласно МКЭ-моделированию, проведенному в [16], навал будет весьма незначительным, вероятно, во всех материалах, когда контактный радиус меньше чем  $0,1 R$ . Изучение при помощи туннельного микроскопа отпечатков, полученных при максимальной нагрузке 600 мН, показало изменение контактной площади в результате навала менее чем на 5 % [12]. Таким образом, влияния навала можно избежать, проводя эксперименты с отношением  $a/R$ , меньшим чем 0,1.

Авторы работы [12] подчеркивают, что одно из преимуществ предложенного ими способа в том, что он не требует проводить "калибровочное" индентирование в зоне с отсутствующими остаточными напряжениями. В то же время можно отметить, что уравнения (9), (10) описывают упругую деформацию и потому верны при подходе к точке начала пластической деформации "снизу". Не совсем очевидна валидность этих уравнений при подходе к этой точке "сверху", как это приходится делать авторам.

### Заключение

До настоящего времени было известно довольно много методов для измерения остаточных напряжений, а также степени поверхностного наклепа — механические, рентгеновские, магнитные и др. Недавно к ним добавился еще один — метод кинетического индентирования (DSI Testing) [15]. По сравнению с другими последний имеет как существенные преимущества, так и недостатки. Прежде всего он обладает высокой степенью локальности, ни одним другим методом невозможно оценить напряженно-деформированное состояние объекта по существу в точке. В то же время метод весьма трудоемок, и с его помощью практически невозможно провести измерения на значительной площади, например в масштабах всей детали.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Kokudo S. Sci. Rep. Tohoku Imperial University, 1932. Ser. I. Vol. 21. P. 256.
2. Contact-damage resistance of partially leached glasses / P. Chantikul, D.B. Marshall, B.R. Lawn, M.G. Drexhage // J. of the American Ceramic Society. 1979. Vol. 62. No. 11—12. P. 551—555.
3. Smith F.W., Emery A.F., Kobayashi A.S. Stress Intensity Factors for Semicircular Cracks: P. 2. Semi-Infinite Solid // J. of Applied Mechanics. 1967. Vol. 34. No. 4. P. 953—959.

4. **Tabor D.** The Hardness of Metals // Clarendon press. Oxford. 1951. P. 171.
5. **Atkins G., Tabor D.** Plastic indentation in metals with cones // J. of the Mechanics and Physics of Solids. 1965. Vol. 13. Iss. 3. P. 149—164.
6. **Suresh S., Giannakopoulos A.E.** A new method for estimating residual stresses by instrumented sharp indentation // Acta Materialia. 1998. Vol. 46. No. 16. P. 5755—5767.
7. **Tsui T.Y., Oliver W.C., Pharr G.M.** Influences of stress on the measurement of mechanical properties using nanoindentation. P. 1. Experimental studies in an aluminum alloy // J. Mater. Res. 1996. Vol. 11. No. 3. P. 752—759.
8. **Giannakopoulos A.E., Larsson P.-L., Vestergaard R.** Analysis of Vickers indentation // Intern. J. Solids Structures. 1994. Vol. 31. No. 31. P. 2679—2707.
9. **Larsson P.-L.** Investigation of sharp contact at rigid-plastic conditions // Intern. J. of Mechanical Sciences. 2001. Vol. 43. Iss. 4. P. 895—920.
10. **Carlsson S., Larsson P.-L.** On the determination of residual stress and strain fields by sharp indentation testing. P. I. Theoretical and numerical analysis // Acta Materialia. 2001. Vol. 49. No. 12. P. 2179—2191.
11. **Carlsson S., Larsson P.-L.** On the determination of residual stress and strain fields by sharp indentation testing. P. II. Experimental investigation // Acta Materialia. 2001. Vol. 49. No. 12. P. 2193—2203.
12. **Swadener J.G., Taljat B., Pharr G.M.** Measurement of residual stress by load and depth sensing indentation with spherical indenters // J. of Materials Research. 2001. Vol. 16. No. 7. P. 2091—2102.
13. **Taljat B., Pharr G.M.** Measurement of residual stresses by load and depth sensing spherical indentation // Materials Research Society Symposium / Thin Films—Stress and Mechanical Properties VIII; Boston, MA, USA; 1999, November 29 — December 3. Proceedings: 2000. Vol. 594. P. 519—524.
14. **Francis H.A.** Phenomenological analysis of plastic spherical indentation // J. Eng. Mater. Technol. 1976. Vol. 98. Ser. H. Iss. 3. P. 272—281.
15. **Федосов С.А., Пешек Л.** Определение механических свойств материалов микроиндентированием. М., Физический факультет МГУ, 2004. 100 с.
16. **Taljat B., Zacharia T., Pharr G.M.** Pile-up behavior of spherical indentations in engineering materials // Fundamentals of Nanoindentation and Nanotribology / ed. by N.R. Moody, et al. Spring Symposium; San Francisco, CA, USA; 13—15 April 1998; Proceedings: 1998. Vol. 522. P. 33—38.

УДК 621.91

**Е.А. Чекалова**

(АО "Научно-производственный центр газотурбостроения "Салют", г. Москва)  
E-mail: [diagnostika@salut.ru](mailto:diagnostika@salut.ru)

## Структура и свойства локального диффузионного покрытия, нанесенного на быстрорежущую сталь

*Для повышения долговечности режущего инструмента с покрытием необходим новый тип покрытия — с добавками в виде пластичного материала, имеющего низкие модули упругости и сдвига, для релаксации напряжений. Предложена технология нанесения локального диффузионного оксидного покрытия на инструментальный материал. Представлены результаты исследования структуры и свойств покрытия.*

**Ключевые слова:** локальное диффузионное оксидное покрытие, коронный разряд, механические и технологические свойства.

*To increase the durability of the coated cutting tool requires a new type of coating with additives in the form of a plastic material having a low modulus of elasticity and shear to relax stresses. The technology of applying a local diffusion oxide coating to the tool material is proposed. The results of the structure and properties of the coating are presented.*

**Keywords:** local diffusion oxide coating, corona discharge, mechanical and technological properties.

### Введение

При использовании сложного дорогостоящего оборудования для изготовления различных деталей необходимо учитывать возможные потери производительности обработки из-за отказа ре-

жущего инструмента. Для повышения надежности работы режущих инструментов снижают режимы их эксплуатации. Однако это не исключает постепенное микроразрушение контактных площадок инструментов, а также внезапное микрохрупкое или вязкое разрушение режущей части

инструмента, поскольку режущие инструменты работают в условиях воздействия сложного комплекса факторов, например высоких контактных напряжений и температур, а также в условиях активного протекания физико-химических процессов. Контактные напряжения, действующие на переднюю и заднюю поверхности инструмента, при обработке изменяются и могут достигать 4000 МПа и выше. Одновременно в зоне резания и на границах контакта инструмента с обрабатываемым материалом возникают температуры, значения которых изменяются в диапазоне 200...1100 °С. При этом контактные площадки инструмента интенсивно изнашиваются в условиях абразивного воздействия инструментального материала, адгезионно-усталостных, коррозионно-окислительных и диффузионных процессов [1].

Таким образом, инструментальный материал должен обладать достаточным запасом прочности при сжатии и изгибе, приложении ударных нагрузок и знакопеременных напряжений, высокой твердостью, теплостойкостью и износостойкостью. Поэтому на протяжении ряда лет различными организациями ведутся работы по совершенствованию инструментального материала для режущего инструмента.

Решение проблемы создания инструментального материала с оптимальным сочетанием основных физико-механических и теплофизических свойств, который условно можно было бы назвать "идеальным инструментальным материалом", стало возможным только при разработке технологии нанесения износостойких покрытий, в которых оптимально сочетаются такие свойства, как прочность, вязкость, выносливость, твердость, теплостойкость [1, 2].

Существуют разнообразные типы покрытий с различной структурой. Изменяется число компонентов покрытия, варьируются добавочные элементы, изменяется число слоев покрытия. Однако при обработке инструментальный материал с многослойным покрытием нередко разрушается. Процесс разрушения обычно сопровождается образованием трещины в менее прочном слое. Затем трещина выходит на границу раздела двух слоев многослойного покрытия и переходит в трещину скольжения, которая развивается вдоль этой границы, расслаивая многослойное покрытие.

Среди многих причин разрушения покрытия на контактных площадках инструмента можно отметить микроползучесть инструментального материала и склонность режущей части инструмента к упругим прогибам и потере формоустойчивости. Последнее обусловлено ростом нормальных контактных напряжений на передней поверхности  $\sigma_y$

при некотором снижении касательных напряжений  $\tau_y$  и постоянных значениях напряжений  $\sigma_\alpha$  и  $\tau_\alpha$ , действующих на контактной площадке задней поверхности. Кроме того, для инструмента с покрытием отмечена тенденция смещения эпюры максимальных напряжений к режущей кромке. Еще одной причиной преждевременного разрушения покрытия на контактных площадках режущего инструмента является возникновение критических напряжений на границе раздела покрытие — основа при термомеханическом нагружении контактных площадок инструмента. Эти напряжения сильно зависят от разницы теплофизических и физико-механических свойств материалов износостойкого покрытия и инструмента с собственными микронапряжениями [1, 2].

Большое влияние на прочность покрытий оказывают модуль упругости и вязкость разрушения материала покрытий [1—3].

Процесс формирования покрытия приводит к появлению в нем больших остаточных напряжений, которые увеличиваются по мере роста толщины покрытия и снижают его прочность. И именно эти напряжения являются причиной разрушения большинства покрытий [3]. Для увеличения износостойкости инструмента с покрытием используют в качестве мягких прослоек легирующие элементы: Zr, Mo, Al и др., которые влияют на структуру и физико-механические свойства покрытий. Можно предположить, что такое покрытие с мягкими прослойками будет способствовать увеличению стойкости инструмента к деформационным изменениям за счет независимости деформационных повреждений отдельных ячеек. Таким образом, для повышения долговечности режущего инструмента необходимо, чтобы межслойная поверхность была барьером для усталостных трещин [1—3].

Для увеличения износостойкости инструментального материала было разработано новое локальное диффузионное покрытие оксидного типа в виде тонкой прерывистой эпитаксиальной пленки, в которой формируются сжимающие напряжения [4].

Остаточные напряжения возникают из-за различий в модулях упругости  $E$  и коэффициентах Пуассона  $\mu$  металла-основы и материала покрытия. Так, химические соединения, традиционно используемые в качестве покрытий (карбиды, нитриды и оксиды), обладают существенно большими значениями  $E$  и меньшими значениями  $\mu$  по сравнению с основным металлом. В результате композиция основы с покрытием будет обладать большими эффективными значениями  $E_{\text{ИП}}$  и меньшими эффективными значениями  $\mu_{\text{ИП}}$ , чем основа [3].

Поскольку структура покрытия играет большую роль в снижении остаточных напряжений, то, в частности, желательно создание кристаллических структур, имеющих низкие модули упругости и сдвига, что способствует релаксации напряжений [3].

Таким образом, состав и структура покрытия оказывают определяющее влияние на уровень остаточных напряжений. Формирование покрытий, имеющих низкие модули упругости и сдвига, способствует релаксации напряжений. Этого можно достичь путем создания в покрытии фрагментов из пластичного материала. Другой предполагаемый способ заключается в создании локального диффузионного покрытия, предусматривающего формирование структуры с наличием областей без покрытия.

Использование локального диффузионного покрытия приводит к уменьшению эффективного значения модуля упругости по сравнению с традиционным ионно-плазменным покрытием, что, в свою очередь, приводит к улучшению его пластических свойств, способствующих релаксации напряжений.

Формирование на поверхности локального диффузионного оксидного покрытия способствует релаксации напряжений, что препятствует распространению трещин и даже приводит к их остановке в процессе эксплуатации на границе раздела материала инструмента и покрытия, повышая таким образом долговечность материала.

**Цель работы** — исследование механических свойств локального диффузионного оксидного покрытия на инструментальных материалах.

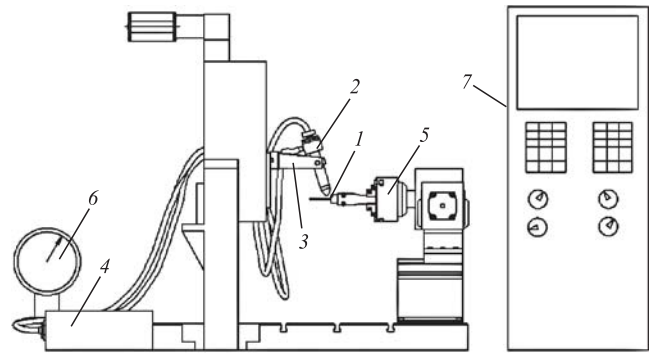
### Методика проведения исследований

Для нанесения покрытия разработали экспериментальную установку (рис. 1), которая состоит из устройства УИВ-1 с униполярной положительной короной и электромеханического блока, выполняющего функцию пошагового перемещения сопла.

Устройство УИВ-1 — это сопло-ионизатор, совмещающее в себе функции организации направленного воздушного потока и его активации положительными ионами. Система ЧПУ отслеживает процесс пошагового перемещения сопла согласно программе, имеющейся на станке с ЧПУ.

В качестве образцов для исследования использовали пластины из быстрорежущей стали Р6М5 с локальным диффузионным покрытием.

Механические свойства разработанных покрытий определяли кинетическим индентированием с регистрацией диаграмм вдавливания в коор-



**Рис. 1.** Экспериментальная установка для нанесения покрытия:

1 — образец; 2 — сопло; 3 — крепежная стойка; 4 — блок питания; 5 — шпиндель для закрепления образца; 6 — манометр; 7 — система управления, оснащенная ЧПУ

динатах нагрузка—глубина отпечатка. Согласно ГОСТ Р 8.748—2011 кинетическим индентированием называется инструментальное индентирование (в зарубежной терминологии), а вдавливанием алмазной пирамидой по диаграммам могут быть определены твердость и модуль нормальной упругости основного материала или покрытия на разных масштабных уровнях. С учетом малой толщины покрытия для индентирования использовали нанотвердомер Nano-Hardness Tester NHT (CSM Instruments). Предварительные испытания показали, что при наблюдаемой твердости покрытий их толщина составляет 350...450 нм. Поэтому индентирование выполняли в нанодиапазоне. Согласно ГОСТ Р 8.748—2011 твердость индентирования  $H_{IT}$  рассчитывали по формуле

$$H_{IT} = \frac{F_{max}}{24,5h_c^2},$$

где  $F_{max}$  — максимальная испытательная нагрузка;  $h_c$  — глубина погружения наконечника в испытуемый образец при  $F_{max}$ ,  $h_c = h_{max} - \varepsilon(h_{max} - h_r)$ ,  $\varepsilon = 0,73$  для пирамиды Берковича,  $h_{max}$  — максимальная глубина индентирования,  $h_r$  — условная глубина, определяемая по точке пересечения касательной к линии разгрузки диаграммы в начальной ее части (рис. 2).

На рис. 2 показаны схема-диаграмма вдавливания (а) и реальные диаграммы вдавливания (б) для стали Р6М5 с покрытием (1) и без покрытия (2).

Согласно ГОСТ Р 8.748—2011 модули упругости  $E_{IT}$  стали Р6М5 с покрытием и без покрытия рассчитывали по формуле

$$E_{IT} = \frac{1 - \nu_s^2}{\frac{1}{E_r} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}},$$



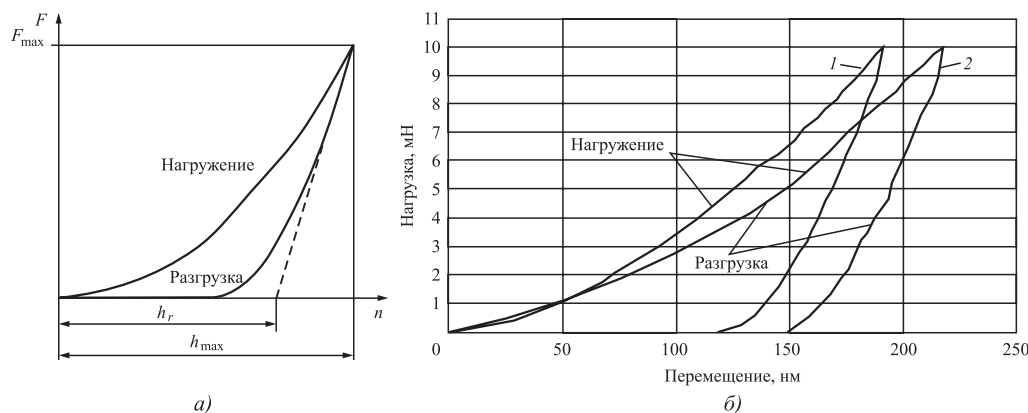


Рис. 2. Схема-диаграмма вдавливания (а) и реальные диаграммы вдавливания (б) для стали Р6М5 с покрытием (1) и без покрытия (2):

$F$  — испытательная нагрузка;  $h$  — глубина индентирования

где  $\nu_s, \nu_i$  — коэффициенты Пуассона испытуемого материала и материала индентора соответственно;  $E_i$  — модуль упругости индентора;  $E_r$  — приведенный модуль упругости.

$E_r$  (для пирамиды Берковича) рассчитывали по формуле

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2C \cdot 4,896h_c}$$

Результаты определения твердости основного металла (стали Р6М5) и покрытий показали, что значения твердости индентирования покрытия соответствовали  $H_{IT} 0,01/5/10/20 = 16\ 304\ \text{Н/мм}^2$  (индексы при  $H_{IT}$  означают следующее: 0,01 — нагрузка, Н; 5 — время приложения нагрузки, с; 10 — длительность выдержки под нагрузкой, с; 20 — время снятия нагрузки, с).

Для основного металла (сталь Р6М5) без покрытия, среднее значение  $H_{IT} 0,01/5/10/20 = 12\ 322\ \text{Н/мм}^2$ . Твердость покрытия превысила твердость основного металла на 31 %.

Модуль упругости стали с покрытием  $E_{IT}$  составляет  $301\ 110\ \text{Н/мм}^2$ , в то время, как для основного металла  $E_{IT} = 199\ 828\ \text{Н/мм}^2$ . Таким образом, произошло и увеличение  $E_{IT}$ , но в большей мере, чем твердость  $H_{IT}$  (примерно на 51 %).

### Результаты исследований и их обсуждение

При образовании покрытия происходят физические и химические процессы. Рентгеноспектральным анализом получено распределение элементов по глубине материала покрытия. Установлено, что в покрытии, например быстрорежущей стали Р6М5, присутствуют Fe, Cr, W, V, Mo, O, C (таблица). На глубине 40 нм содержание Fe составляет 74 %, тогда как на глубине 1000 нм — 84 %.

### Содержание элементов в спектре рассеяния элементов покрытия при бомбардировке ионами гелия для образца из стали Р6М5

Глубина бомбардировки ионами гелия, нм	Содержание элемента, мас. доля						
	O	Fe	Cr	V	Mo	W	C
40	0,1	0,74	0,03	0,03	0,020	0,035	0,01
1000	0	0,84	0,03	0,03	0,020	0,035	0,01

Содержание Cr, W, V, Mo, C практически не изменялось, в то же время установлено, что кислород присутствует только в поверхностном слое покрытия и его содержание составляет 0,1 мас. доли.

Таким образом, можно утверждать, что уменьшение содержания железа в поверхностном слое обусловлено протеканием процесса окисления и образования оксидов железа (гематита, магнетита и вюстита).

Микрорентгеноспектральным анализом (рис. 3) подтверждено, что существенное содержание железа в покрытии существенно уменьшается, а само покрытие, полученное диффузионным способом, имеет поликристаллическую структуру, при этом размер зерна составляет примерно 4 мкм (рис. 4).

Таким образом, формирование непрерывной оксидной дискретной пленки на инструментальных материалах сопровождается увеличением жесткости и твердости, поскольку на поверхности материала формируются остаточные сжимающие напряжения. Кроме того, покрытие оксидного типа повышает износостойкость инструментального материала, снижая склонность к потере формы-устойчивости и упругим прогибам при приложении термомеханических напряжений, возникающих в процессе обработки, что было показано в работе [4].

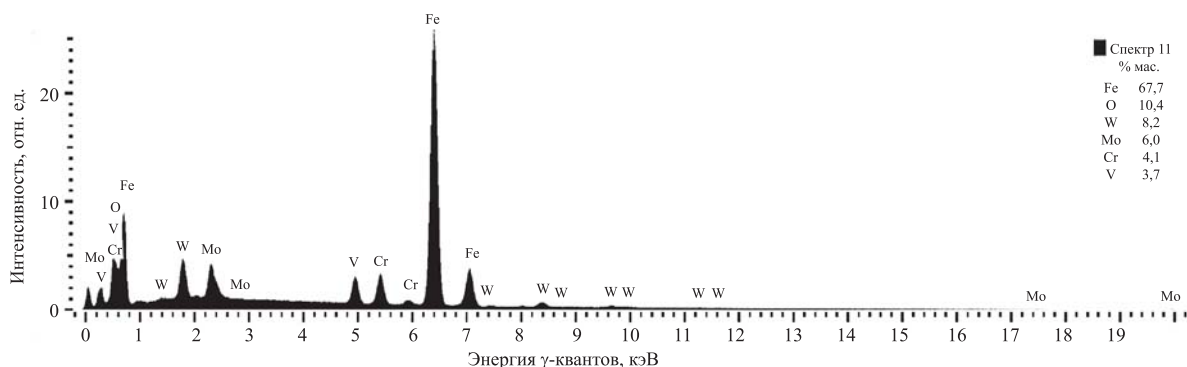


Рис. 3. Спектрограмма дискретного оксидного покрытия на образце из быстрорежущей стали Р6М5 после обработки

Изнашивание контактных площадок обусловлено несколькими одновременно действующими механизмами — абразивным, адгезионно-усталостным, химико-окислительным и диффузионным. В зависимости от условий резания и характера контактного взаимодействия (непрерывный, прерывистый, нестационарный) один из действующих механизмов изнашивания может стать пре-

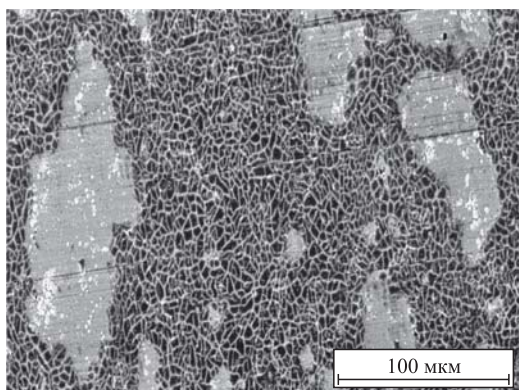


Рис. 4. Микроструктура поверхности образца из быстрорежущей стали Р6М5

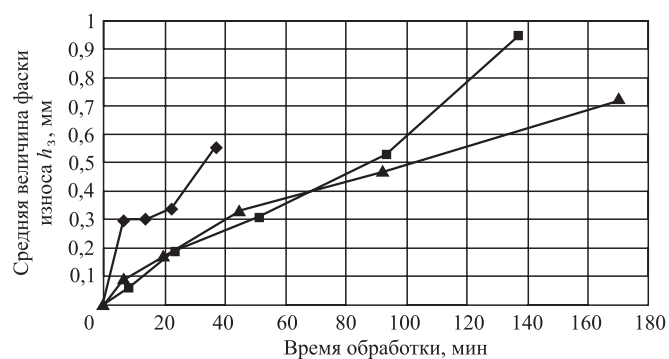


Рис. 5. Обобщенные кривые  $\bar{h}_z = f(\tau)$ , полученные при продольном точении стали 40X (220 НВ) с  $V = 65$  м/мин;  $S = 0,175$  мм/об;  $t = 1,0$  мм резцом с механическим креплением быстрорежущих пластин Р6М5:  
 -◆- Р6М5; -■- Р6М5 со сплошным покрытием;  
 -▲- Р6М5 с локальным диффузионным покрытием

валирующим и определять долговечность инструмента [1, 2].

Исследования кинетики и механизмов изнашивания инструмента с различными вариантами покрытий проводили для различных условий резания при непрерывном точении.

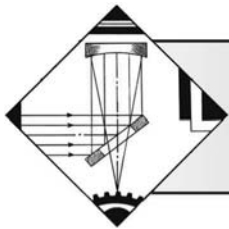
Обобщенные кривые  $\bar{h}_z = f(\tau)$  для токарных резцов с механическим креплением быстрорежущих пластин как с покрытием, так и без него представлены на рис. 5.

Результаты исследований показывают, что интенсивность изнашивания резцов с механическим креплением быстрорежущих пластин Р6М5 с локальным диффузионным покрытием по сравнению со сплошным покрытием TiN на стадии приработки снижается, что чрезвычайно эффективно тормозит изнашивание задней поверхности, поскольку локальное диффузионное покрытие за счет своей неоднородности лучше сопротивляется разрушению.

Анализ полученных результатов позволяет отметить, что разработанное локальное диффузионное оксидное покрытие повышает износостойкость, долговечность режущего инструмента в 3...5 раз по сравнению с резцом с механическим креплением пластин без покрытия и в 1,5...3 раза по сравнению со сплошным покрытием TiN.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Верещака А.С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.
2. Табаков В.П. Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. М.: Машиностроение, 2008. 311 с.
3. Новиков И.И., Ермишкин В.А. Физическая механика реальных материалов. М.: Наука, 2004. 310 с.
4. Чекалова Е.А., Абраимов Н.В. Повышение износостойкости быстрорежущего инструмента путем нанесения локального диффузионного сетчатого покрытия // Электрометаллургия. 2015. № 8. С. 36—42.



# ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621. 785.5

А.Е. Балановский, В.Г. Ву

(Иркутский национальный исследовательский технический университет)

E-mail: fuco.64@mail.ru

## Насыщение поверхности металла углеродом при плазменной поверхностной обработке

*Рассмотрена методика выполнения плазменной цементации в твердой фазе с использованием паст, приготовленных из коллоидного графитового раствора для процесса поверхностной цементации. Установлено, что за время воздействия плазмы 0,1...1 с поверхностный слой насыщается углеродом до уровня его концентрации в белом чугуна. Изучены микроструктуры и характеристики поверхности металла после плазменной цементации. Определены основные параметры цементованного слоя: глубина 35...2500 мкм, микротвердость 6500...12 500 МПа.*

**Ключевые слова:** плазменное поверхностное упрочнение металлов, макроплавление, микроплавление, углеродосодержащая паста, цементация, диффузия, микротвердость, глубина цементованного слоя.

*The method of performing plasma carburizing in solid phase using a paste prepared from colloidal graphite solution for the process of surface carburizing. It is established that during exposure to the plasma 0.1...1 s surface layer is saturated with carbon to a concentration level of white cast iron. Study of the microstructure and surface characteristics of the metal after plasma carburizing. The main parameters of the carburizing layer: the depth of the layer is 35...2500  $\mu\text{m}$ , micro hardness 6500...12 500 MPa.*

**Keywords:** plasma surface hardening of metals, macroreflow and microreflow the carbon paste, carburizing, diffusion, microhardness, depth of hardened layer.

### Введение

В настоящее время наибольший объем ремонтных работ связан износом, возникающим вследствие действия сил трения. Необходимость повышения ресурса работы машин обуславливает актуальность создания новых высокопроизводительных, энергосберегающих технологий упрочнения для повышения твердости и износостойкости деталей и режущего инструмента [1–3].

Известно, что работоспособность деталей машин во многом определяется состоянием их поверхностных слоев, поскольку в них зарождаются и развиваются микротрещины, приводящие к износу и повреждениям [2]. Среди существующих основных направлений поверхностного упрочнения деталей машин и инструментов одним из наиболее эффективных и широко применяемых в промышленности является обработка концентрированными потоками энергии (лазерным и электронным лучом, плазменной дугой или струей)

[4–9]. Сущность плазменной поверхностной обработки заключается в том, что поверхностные слои детали нагреваются плазменной дугой до высоких температур (выше  $A_{c3}$ ) и быстро охлаждаются в результате отвода тепла во внутренние слои металла. При этом образуются закалочные структуры с высокими твердостью, износостойкостью и сопротивлением разрушению [7, 8].

Наряду с процессами плазменной поверхностной термообработки возможно дополнительно проводить диффузионное насыщение поверхностного слоя легирующими и модифицирующими элементами (C, N, B, W, Cr, V, Mo, Co, Si и др.) [7, 10, 11]. При использовании плазменной дуги (струи) создаются лучшие условия для протекания поверхностных реакций, заключающиеся в высокой активности среды, насыщающей плазму [12, 13].

В то же время анализ литературы показывает, что экспериментальных работ в области плазменной поверхностной химико-термической обработ-

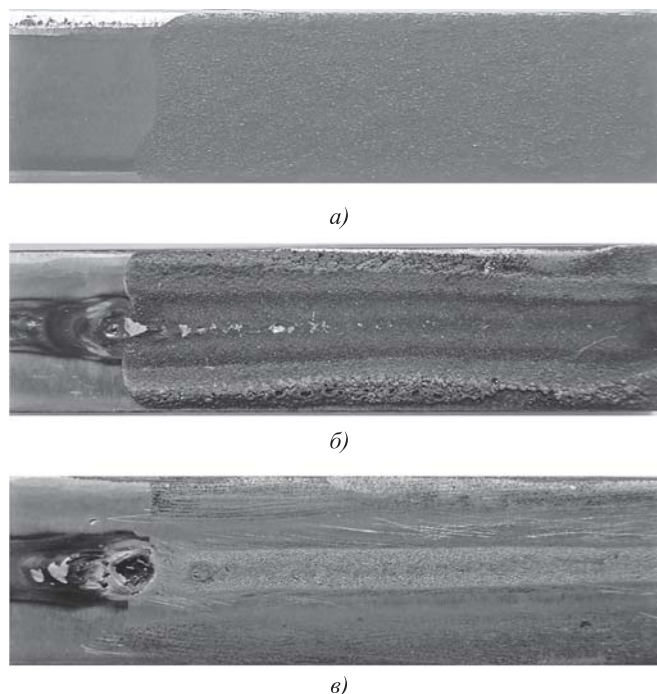
ки металлов недостаточно [7, 8, 12], значительно меньше, чем по лазерной и электронно-лучевой обработке [4–6, 14, 15], а практических технологий плазменного поверхностного насыщения легирующими и модифицирующими элементами, реализованных на практике, вообще нет. После проведения поисковых исследований в этом направлении и публикации их первых результатов [16–18] надо признать, что, например, такие методы, как плазменные цементация [12] и азотирование [19], еще недостаточно изучены. В пионерских работах в области плазменного поверхностного азотирования [7, 16, 19], нитроцементации [7, 12, 16–19], цементации [7, 11, 12], борирования, силицирования [7] в основном рассматривали процессы насыщения с оплавлением поверхностного слоя металла из газовой (углекислый газ, азот) [20], жидкой (азотосодержащие и углеродосодержащие жидкости) [21] и твердой фазы (пасты, обмазки) [7, 11]. Механизмы насыщения поверхностного слоя металла без оплавления авторами приведенных статей не рассматривались. В данной работе рассмотрена возможность плазменной цементации поверхностного слоя металла в твердой фазе с использованием графитовой пасты. Сущность данного метода заключается в нанесении на поверхности детали покрытия или обмазки на основе графита с последующей обработкой плазмой в режиме дуги или струи.

### Методика проведения экспериментов

Экспериментальная часть работы состояла из нескольких этапов: подготовка поверхности детали (очистка до металлического блеска); нанесение покрытия; плазменная поверхностная обработка; подготовка металлографических шлифов, измерение микротвердости. Плазменную поверхностную цементацию проводили на стали Ст3пс. Ее химический состав приведен в табл. 1.

В качестве твердого покрытия для цементации использовали пасту следующего состава: графит, жидкое стекло, вода, масло. Для контроля толщины покрытия использовали удельную массу покрытия  $\delta$ , г/см<sup>2</sup>,

$$\delta = m/S,$$



**Рис. 1. Исследуемый образец:**

*a* — с графитовым покрытием; *б* — после обработки плазменной дугой; *в* — после удаления остатков покрытия

где  $m$  — масса покрытия, определяемая как разность масс до нанесения и после нанесения покрытия;  $S$  — площадь нанесения покрытия, м<sup>2</sup>.

На рис. 1, *a* показан внешний вид исследуемого образца после нанесения графитового покрытия, а на рис. 1, *б, в* — после нагрева плазменной дугой и удаления оставшегося на поверхности покрытия. Плазменную поверхностную цементацию выполняли на установке, которая включает в себя источник питания, осциллятор (блок поджига дуги), пульт дистанционного управления, цифровой анализатор (для фиксации значений силы тока и напряжения), систему охлаждения, баллонную установку с плазмообразующими газами, плазматрон и штатив. Штатив оснащен зажимными устройствами, которые позволяют закреплять плазматрон и изменять высоту дугового промежутка. В качестве газовой среды для плазменной цементации использовали углекислый газ в смеси с аргоном. Дополнительно плаз-

Таблица 1

**Химический состав Ст3пс ГОСТ 380–2005**

Массовая доля химических элементов, %									
C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	N	Cu	As
0,14...0,22	0,05...0,15	0,4...0,65	До 0,3	До 0,05	До 0,04	До 0,3	До 0,008	До 0,3	До 0,08

менную поверхностную цементацию осуществляли с применением плазменной струи. В качестве плазмообразующего вещества и одновременно активной газовой среды для цементации применяли 50 %-ный раствор спирта в воде. Суть данного метода заключается в том, что после возникновения электрической дуги в плазматроне энергия от дуги разогревает спиртовую жидкость, которая превращается в пар. Электрическая дуга в сопле плазматрона горит в парах спирта. Пар под действием внутреннего давления в сопле (0,4...1,2 атм) устремляется к выходному отверстию. Выходя из отверстия в сопле, пар сжимает электрическую дугу. Это приводит к повышению температуры дуги и образованию плазмы. Плазменная струя, истекая из сопла, взаимодействует с поверхностью графитового покрытия или с чистой поверхностью металла. При достаточно высокой температуре происходит процесс диссоциации, ионизации спирта и воды.

Из структурных формул молекул метана ( $\text{CH}_4$ ), этилена ( $\text{C}_2\text{H}_4$ ) и ацетилена ( $\text{C}_2\text{H}_2$ ) следует, что в молекулах углеводородов действуют два вида ковалентных связей:  $\text{C}-\text{C}$  и  $\text{C}-\text{H}$  [22–25]. Для молекулы этилена характерна двойная ( $\text{C}=\text{C}$ ), а для ацетилена — тройная ( $\text{C}\equiv\text{C}$ ) связь. Энергия связи растет с увеличением числа связей и для  $\text{C}=\text{C}$  и  $\text{C}\equiv\text{C}$  составляет соответственно 419 и 515,5 кДж/моль [25, 26]. Для молекулы метана характерны связи  $\text{C}-\text{H}$ , энергия которых равна 283,8 кДж/моль [26]. Из геометрической структуры молекул указанных углеводородов вытекают различные условия их взаимодействия с металлической поверхностью. Молекулы метана вследствие симметричного распределения электронных облаков нейтральны, атомы углерода окружены атомами водорода, поэтому углерод не может взаимодействовать с поверхностью железа до тех пор, пока не будут разорваны связи  $\text{C}-\text{H}$ . Возможна только физическая адсорбция за счет слабых дисперсионных сил, возникающих вследствие деформаций атомных орбиталей водорода при сближении с ионами кристаллической решетки металла, что затрудняет конденсацию молекул метана на металлической поверхности. В этой связи диссоциация молекул метана должна происходить при высоких температурах [27–29]. Форма молекул — плоская у этилена и линейная у ацетилена — способствует непосредственному контакту атомов углерода этих молекул с ионами железа. Другая важная особенность молекул этих газов — их слабая полярность, которая более выражена у ацетилена, имеющего тройную связь  $\text{C}\equiv\text{C}$ . В результате для молекул этилена и особенно ацетилена слабая физическая адсорбция усиливается действием сил

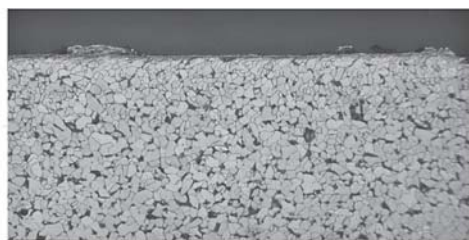
притяжения, обусловленных наличием  $\pi$ -связей у молекул. Последние способны адсорбироваться на поверхности металла и диссоциировать, обеспечивая тем самым интенсивный перенос углерода на насыщаемую поверхность [27–29]. Созданный нами тип пароводяной плазмы имеет уникальные преимущества по энтальпии теплового потока. Высокая энтальпия повышает кинетику реакции, химическую реактивность реагентов.

Для подготовки и изучения микрошлифов использовали следующее оборудование: автоматический отрезной станок "Полилаб Р100А", пресс "Полилаб С50А". Для полировки поверхности микрошлифов применяли шлифовально-полировальный станок "Полилаб П12М". Шлифованные поверхности полировали с использованием алмазной пасты. Приготовленные шлифы подвергали химическому травлению 3%-ным раствором  $\text{HNO}_3$  в  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ . Поверхность исследовали с помощью металлографического оптического микроскопа "Альтами МЕТ 1Т", сканирующего электронного микроскопа JEOL JIB-Z4500 и зондового микроскопа Solver P47-PRO. Микротвердость измеряли на установке ПМТ-3. Режимы плазменной цементации: ток плазменной дуги 90...190 А, расход: аргона — 5...10 л/мин; углекислого газа — 1...8 л/мин; зазор между плазматроном и деталью — 3...5 мм; скорость движения образцов — 5...20 мм/с. Шероховатость измеряли на профилометре Taylor Hobson Form Talysurf i200 и оптическом профилометре Bruker Contour GT-K1.

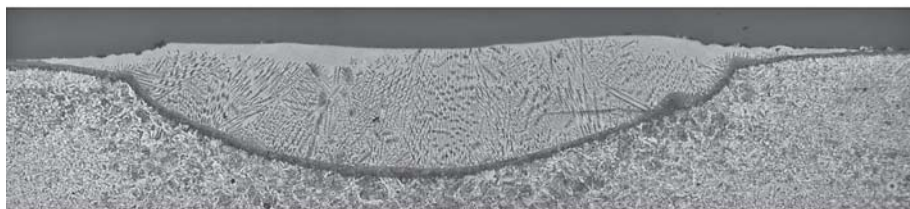
### Результаты исследований

В исходном состоянии сталь Ст3 имеет ферритно-перлитную структуру разной дисперсности с разным количеством перлита и явно выраженную строчечность (рис. 2). Наблюдается некоторая разнотерность ферритных зерен, размер которых соответствует 4–6-му баллу (40...80 мкм). Мелкодисперсный перлит наблюдается в виде отдельных изолированных участков по границам и на стыке ферритных зерен. На рис. 2 показаны образцы (поперечные шлифы) поверхностных слоев после плазменной обработки с оплавлением и без оплавления поверхности. Видно, что режим плазменного упрочнения с макрооплавлением характеризуется большим объемом жидкой фазы с явно выраженной границей раздела структурных превращений из жидкой и твердой фазы.

В зависимости от требований, предъявляемых к поверхности трения деталей машин и механизмов, можно проводить плазменную поверхностную обработку в режиме макрооплавления, как показано на рис. 4, но в большинстве случаев тре-



*a)*



*б)*

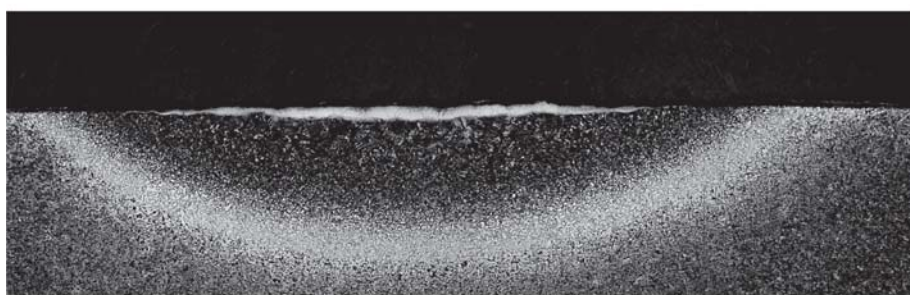


*в)*

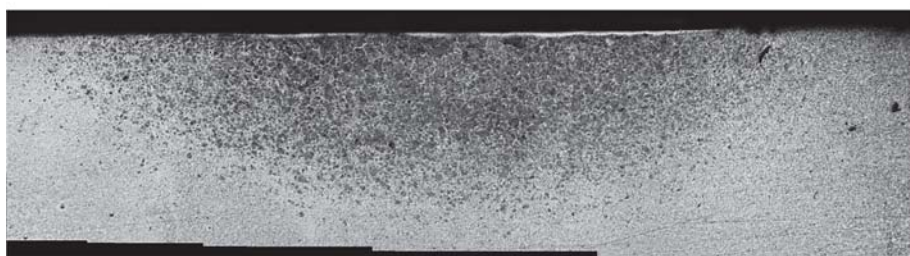
**Рис. 2.** Исходная микроструктура (*a*) стали Ст3 и поперечные разрезы дорожки ее упрочнения с оплавлением (*б*) и без оплавления (*в*) поверхности



*a)*



*б)*



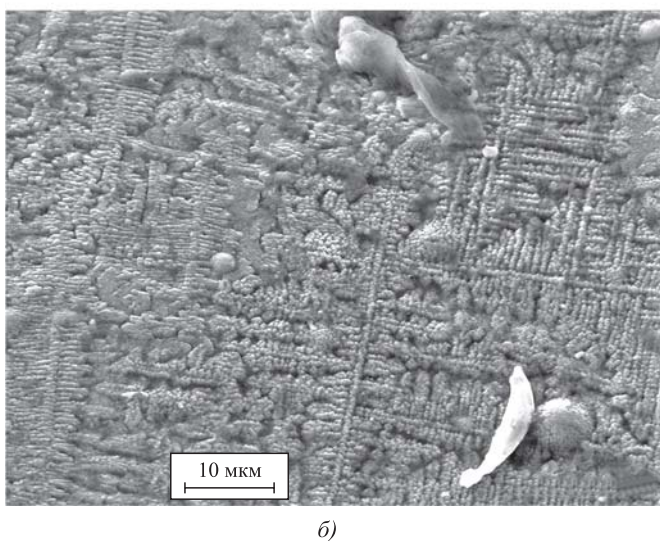
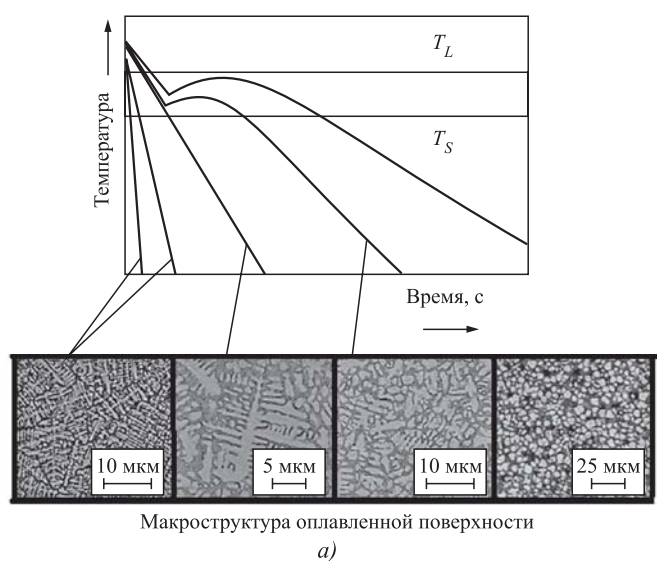
*в)*

**Рис. 3.** Поперечный профиль цементованного поверхностного слоя стали Ст3 после плазменного воздействия:

*a* — цементованный слой из твердой пасты с микрооплавлением;  
*б* — цементованный слой из газовой фазы с микрооплавлением;  
*в* — цементованный слой из газовой фазы без оплавления

буется минимальное изменение шероховатости поверхности трения после поверхностного упрочнения [7–9]. С учетом этого факта представляет практический интерес осуществлять упрочнение и химико-термическое насыщение поверхностного слоя с минимальным оплавлением поверхности, а еще лучше вообще без оплавления. На рис. 3, а, б представлены поперечные шлифы образцов с минимальным оплавлением поверхности после плазменной цементации с использованием углеродосодержащей твердой пасты и из газовой фазы, а на рис. 3, в — без оплавления поверхности после цементации из газовой фазы.

Металлография исследуемых поверхностей после плазменной цементации дает возможность



**Рис. 4.** Условная диаграмма влияния скорости охлаждения на дендритную структуру литой зоны цементованного слоя (а) и дендритная структура на поверхности металла (б) после плазменной цементации с оплавлением

на макроуровне анализировать кристаллическую структуру. Анализ микроструктур поперечного сечения шлифа позволяет выделить три объема материала, различающихся степенью травимости: цементованный поверхностный слой, слой термического воздействия и основной металл. Цементованный слой, как показали исследования внутризеренного уровня материала, по степени плазменного воздействия также можно разделить на два объема: зону оплавления и зону термического влияния. При кристаллизации из расплава, образованного в результате плазменного воздействия на углеродосодержащее покрытие, во всем использованном в данной работе диапазоне скоростей образуется аустенит  $\gamma$ -Fe, затвердевающий в виде дендритов/ячеек. При дальнейшем охлаждении аустенита происходит  $\gamma$ - $\alpha$ -превращение по мартенситному механизму без нарушения формы и размеров исходных кристаллов. В качестве параметра для сравнения и количественного описания дендритной структуры выбрали расстояние между первичными ветвями дендритов. В качестве показателя дисперсности дендритной структуры выбрали расстояние между вторичными ветвями дендритов. Расстояние между ветвями дендритов оценивали с помощью металлографических исследований. В результате проведенных исследований установлено, что в литом металле поверхностного слоя, насыщенного углеродом, расстояние между первичными ветвями дендритов колеблется от 124 до 262 мкм, а между вторичными — от 10 до 75 мкм. В зоне оплавления при обработке углеродосодержащего покрытия аргонной плазменной струей расстояние между первичными ветвями дендритов составляет 1,8...5,0 мкм, между вторичными — 1,6...4,2 мкм; в смеси газов аргон + углекислый газ расстояние между первичными ветвями дендритов — 1,9...4,5 мкм, между вторичными — 1,5...4,2 мкм.

На рис. 4, а показана дендритно-зеренная структура, образованная в результате конкурентного роста ансамблей дендритов в направлении, регулируемом процессом тепломассопереноса [4–6]. Скорость кристаллизации является основным фактором, определяющим тип и дисперсность кристаллизационных структур, и зависит от степени переохлаждения  $\Delta T$  расплава — разницы между температурой равновесного ликвидуса  $T_L$  и солидуса  $T_S$ . Степень переохлаждения расплава устанавливается в зависимости от скорости охлаждения. При низкой скорости обработки ( $V = 0,01$  м/с) и большом времени пребывания поверхностного слоя в интервале температур  $T_L$  и  $T_S$  скорость охлаждения невысокая и на направление роста ансамбля дендритов оказывает существенное влия-

яние анизотропия поверхностной энергии. При  $V = 0,1$  м/с, когда время пребывания в интервале температур  $T_L$  и  $T_S$  минимально, а скорость охлаждения высокая, анизотропия поверхностной энергии не оказывает влияния и рост кристаллов и регулируется только процессами тепломассопереноса. На макроструктуру, формирующуюся

при плазменной цементации с оплавлением поверхности стали, наибольшее влияние оказывают скорость фронта кристаллизации и градиент температуры на фронте со стороны жидкой фазы [4–6]. Этими величинами можно управлять, изменяя скорость обработки плазменной дугой и тепловую мощность.

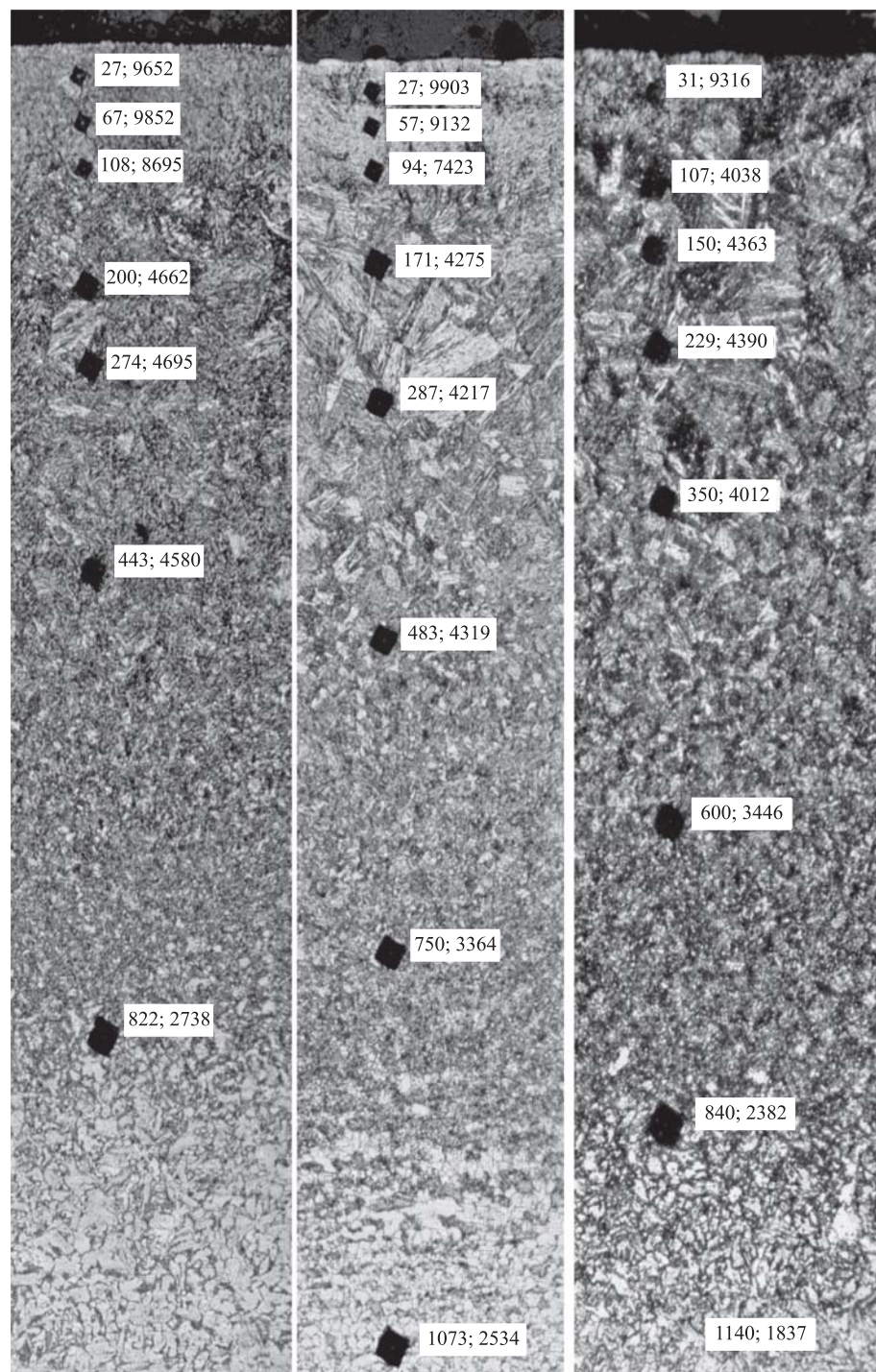


Рис. 5. Микроструктуры цементованного слоя без оплавления поверхности при различной глубине слоя цементации

На рис. 5 представлены распределения микроструктуры и микротвердости по глубине упрочненного слоя после плазменной поверхностной цементации в режиме без оплавления поверхности. Глубина цементованного слоя без оплавления поверхности в зависимости от тепловой мощности плазменной дуги составляет 30...120 мкм. Данный факт подтверждается показателями высоких значений микротвердости упрочненного слоя (рис. 5), так как известно что микротвердость стали Ст3 после лазерного, электроннолучевого воздействия и плазменной закалки без оплавления поверхности не превышает 4100...5000 МПа [4–10].

После травления шлифов в поперечном сечении с использованием оптического микроскопа зафиксирован цементованный слой в виде белого нетравящегося слоя, который имеет высокую микротвердость: 8000...11 000 МПа (при нагрузке 2 Н). На рис. 6 представлены микроструктуры цементованного слоя с оплавлением поверхности (рис. 6, а): первичный цементит, видманштеттов цементит, остаточный аустенит, пластинчатый и линзовидный мартенсит.

Плазменная цементация с оплавлением поверхности в виде тонкого литого слоя, закристаллизовавшегося при различной скорости охлаждения (в зависимости от параметров режима плазменной цементации), вызывает на этапе металлографических исследований определенные затруднения в описании морфологии получившихся структур. По морфологическим



признакам формирующиеся структуры в литом слое идентичны структурам белого чугуна. Согласно диаграмме состояния железо—углерод белые чугуны подразделяются на доэвтектические ( $C < 4,3 \%$ ), эвтектические ( $C = 4,3 \%$ ) и заэвтектические ( $C > 4,3 \%$ ). Структура доэвтектического чугуна при комнатной температуре состоит из перлита, вторичного цементита и ледебурита. В зависимости от содержания графита в покрытии возможно получать в литом поверхностном слое структуры доэвтектоидного и эвтектоидного белого чугуна. Снижая содержание графита в углеродосодержащей пасте, можно получать чисто мартенситные структуры в цементованном слое.

Основное затруднение при описании структур связано с избыточным цементитом, который представлен в виде сетки по границам бывшего аустенитного зерна (столбчатые зерна с диаметром 10...30 мкм), массивных цементитных клубков, декорирующих межосевые промежутки бывших аустенитных дендритов, а также пластин, выглядящих как иглы, вторичного цементита видманштеттова типа. Цементитные клубки являются скоплением повышенного числа игл видманштеттова цементита, их происхождение определяется выделением из твердого раствора с повышенной концентрацией углерода. Микроструктура цементованного слоя без оплавления поверхности (рис. 6, б) представлена остаточным аустенитом, пластинчатым и линзовидным мартенситом. Ниже этого слоя находится зона термического влияния, где зафиксированы микроструктуры: реечного мартенсита, бейнита, троостита, перлита и феррита. После распада аустенита наряду с полиэдрическим ферритом образуется бейнит двух типов — реечного и нереечного строения. Реечный бейнит состоит из одинаково направленных коротких реек, сгруппирован-

ных в пакеты. Бейнит, не имеющий реечного строения, состоит из мелких фрагментов  $\alpha$ -фазы с высокой плотностью дислокаций. Наряду с ферритом в структуре образуется небольшое количество тонкопластинчатого перлита. Структурно-свободный доэвтектоидный феррит выделяется в виде сетки по границам зерен аустенита, а перлит изредка встречается по соседству с зер-

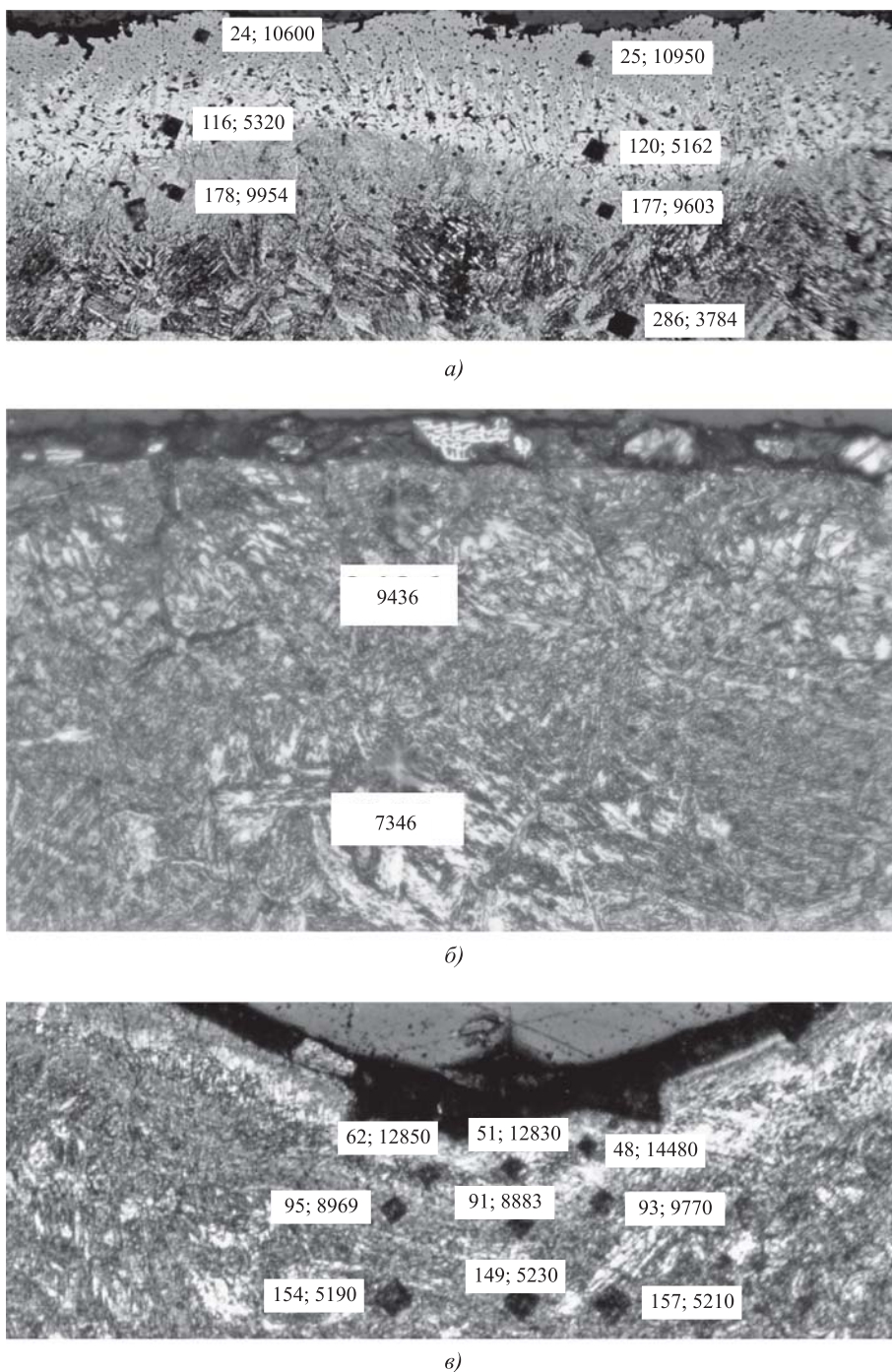
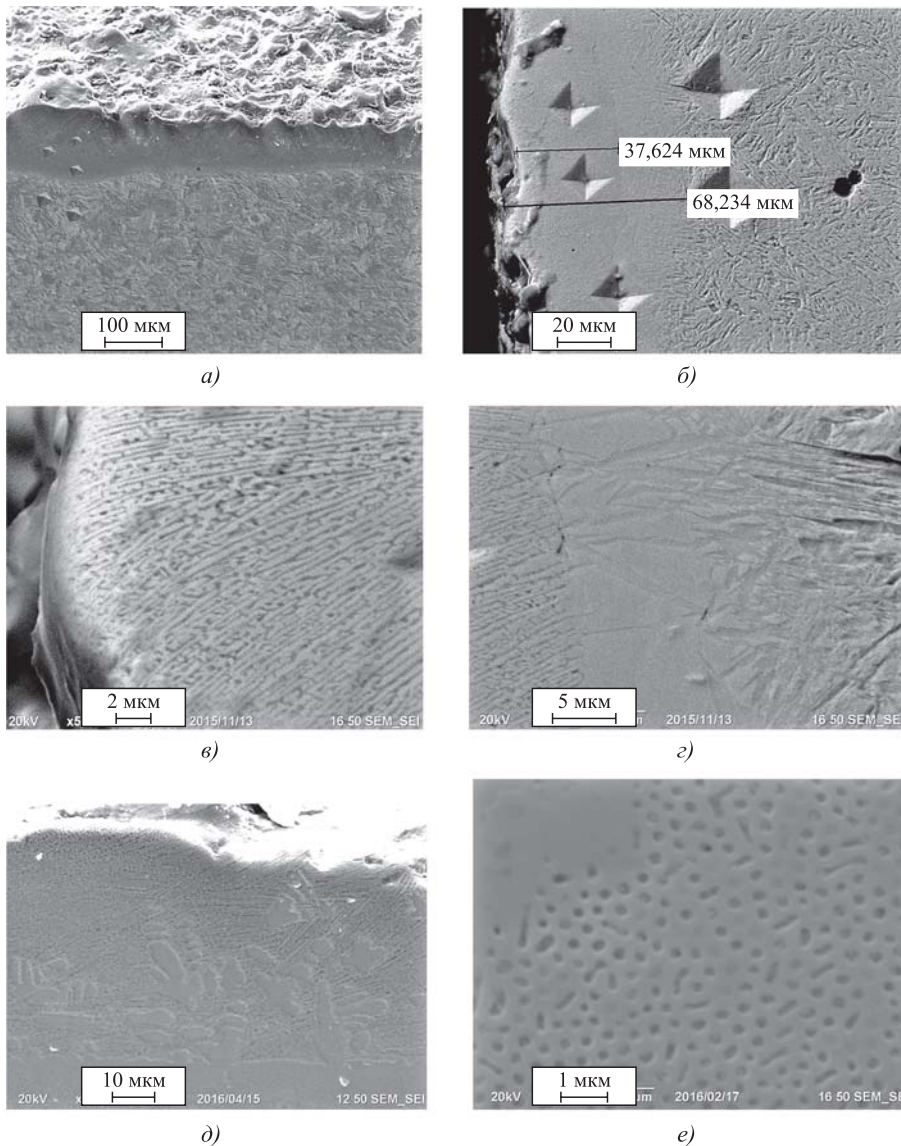


Рис. 6. Микроструктура цементованного слоя с оплавлением поверхности (а), без оплавления (б) и с дополнительным пластическим деформированием (в)



**Рис. 7. Электронно-микроскопические снимки цементованного слоя:**

*a* — общий вид цементованного слоя; *б* — слой цемента — литая зона, слой остаточного аустенита — внутренняя зона цементации, слой мартенсита; *в* — литая зона — цементит; *г* — внутренняя зона цементации, представленная остаточным аустенитом и линзовидным мартенситом, между цементитом литой зоны и мартенситом зоны термического влияния; *д* — карбиды; *е* — ледебурит

микротвердости наблюдается не только в подповерхностном слое, но и на глубине 100...170 мкм.

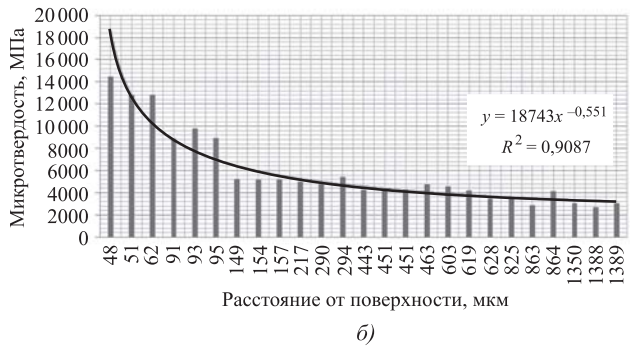
Электронно-микроскопические исследования структуры позволили уточнить тип структурных составляющих, формирующихся в зависимости от состояния аустенита и скорости его охлаждения, и определить особенности их внутреннего строения (рис. 7). Сравнительный анализ полученных структур в литой зоне и структур, полученных при традиционной термообработке и сварке чугуна, высокоуглеродистых сталей, показывает, что избыточный цементит в литой зоне может быть представлен в виде пластин в объеме аустенитного зерна, в виде сетки по границам аустенитного зерна, в виде скоплений (клубков) ликвационной природы в межосевых промежутках дендритов аустенита. Отдельно можно выделить первичный цементит в составе неравновесного ледебурита.

Основными структурными составляющими оплавленной зоны являются перлит, ледебурит и цементит (видманштеттова типа). Характерным является формирование построений в виде крупных дендритов с осями первого и второго порядка. Кристаллы цементита видманштеттова типа хаотично располагаются внутри дендритов. На рис. 8...10 представлены результаты измерения микротвердости по глубине цементованного слоя с оплавлением и без оплавления поверхности. В целях повышения достоверности

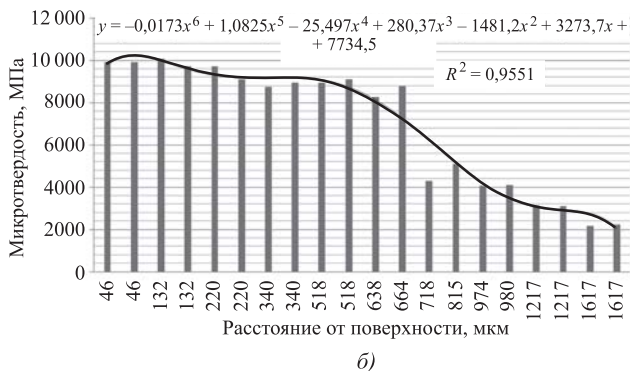
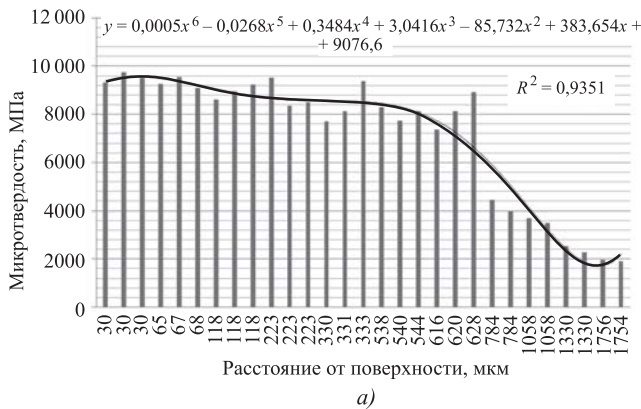
результатов измерения микротвердости проводили в нескольких точках поперечного сечения для каждого значения глубины цементованного слоя с последующей статистической обработкой. Результаты представлены в виде гистограмм. Известно, что за эффективную толщину цементованного слоя принимают расстояние от поверхности детали до половины переходной зоны, где структура соответствует стали, содержащей 0,4...0,45 % С, что соответствует твердости 50 HRC. В нашем случае мы знаем максимальную

нами феррита. Интересный факт иллюстрирует рис. 6, *в*, когда цементованный слой (см. рис. 6, *б*) дополнительно получил нагружение алмазной пирамидкой (нагрузка 150 кгс). В результате дополнительной пластической деформации цементованного слоя (имеющего до 30 % остаточного аустенита) зафиксировано рекордное значение микротвердости в подповерхностном слое — от 12 000 до 14 800 МПа. Данное значение супертвердости цементованного слоя получено впервые для способов поверхностной цементации. Увеличение

сти результатов измерения микротвердости проводили в нескольких точках поперечного сечения для каждого значения глубины цементованного слоя с последующей статистической обработкой. Результаты представлены в виде гистограмм. Известно, что за эффективную толщину цементованного слоя принимают расстояние от поверхности детали до половины переходной зоны, где структура соответствует стали, содержащей 0,4...0,45 % С, что соответствует твердости 50 HRC. В нашем случае мы знаем максимальную



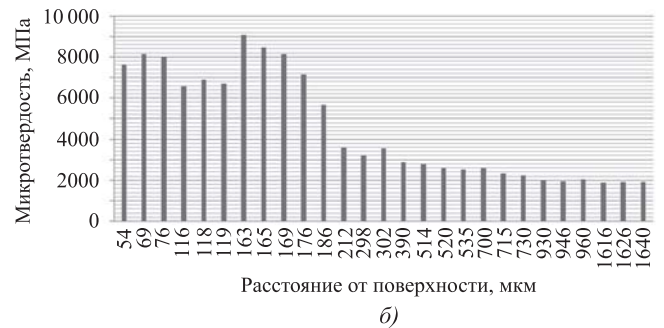
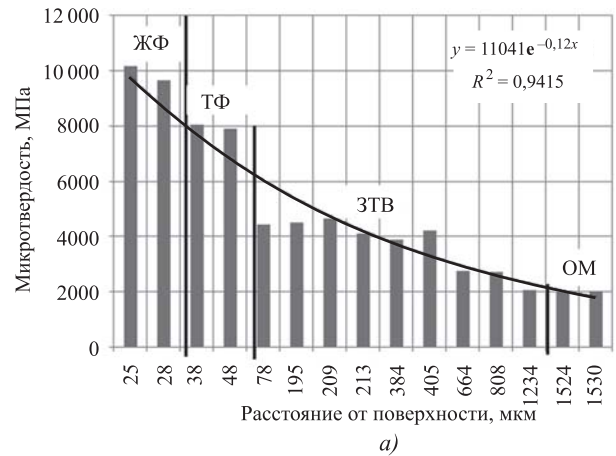
**Рис. 8.** Распределение микротвердости по глубине цементованного слоя без оплавления поверхности (а) и с дополнительным пластическим деформированием (б)



**Рис. 9.** Распределение микротвердости по глубине цементованного слоя с оплавлением поверхности из твердой фазы (а) и из газовой фазы (б)

твердость, получаемую в результате плазменной закалки стали Ст3 (не более 5000 МПа), а следовательно, все, что выше этого значения, будем относить к эффекту цементации (см. рис. 8, а).

В режиме макроплавления во всем объеме жидкой фазы происходит увеличение концентрации углерода, а последующая закалка с высокими скоростями охлаждения дает высокие значения микротвердости (см. рис. 9). В режиме микроплавления объем жидкой фазы уменьшается (см. рис. 10, а), и можно выделить зоны распределения углерода по глубине цементованного слоя. На рис. 10, б показан режим насыщения поверхностного слоя углеродом с промежуточной мягкой зоной (структура остаточного аустенита и мартенсита). Такой режим насыщения позволяет формировать градиент структурно-фазовых состояний в поверхностном слое металла при плазменной поверхностной цементации, которые можно рассматривать уже как композиционный материал. На макроуровне цементованный слой состоит из двух зон, где первая зона со значительным пресыщением по углероду — зона фронтальной диффу-



**Рис. 10.** Распределение микротвердости по глубине цементованного слоя:

а — с микроплавлением поверхности из твердой фазы; б — с получением мягких внутренних слоев; ЖФ — жидкая фаза; ТФ — твердая фаза; ЗТВ — зона термического влияния; ОМ — основной металл

зии (интенсивной, или реакционной диффузии) углерода, а вторая зона — более протяженная, в которой концентрация углерода постепенно приближается к исходной, — зона объемной диффузии (термического влияния и слабой диффузии) углерода. Зонное строение цементованного поверхностного слоя стали однозначно свидетельствует о градиенте концентрации углерода в стали. Наличие четких границ между зонами указывает на дискретный (кусочно-непрерывный) характер данного градиента, что должно сопровождаться различными физико-химическими свойствами и, как следствие, влиять на прочность, вязкость, трещиностойкость, износостойкость поверхностного слоя в целом [25—28, 30].

### Обсуждение результатов

Морфологический состав, получаемый в процессе плазменной поверхностной цементации, очень разнообразный и специфический, что обусловлено распределением углерода по объему материала в зоне плазменной обработки и скоростными параметрами нагрева и охлаждения. Каждая фаза и структура, присутствующая в упрочненном слое (феррит, аустенит, цементит, мартенсит, бейнит, троостит, перлит, ледебурит, карбиды), имеет свои разновидности. Известно [25, 26], что вид конечной структуры стали после химико-термической обработки зависит от множества факторов: химического состава стали, условий протекания структурных и фазовых превращений, определяемых основными температурными параметрами обработки (скоростью нагрева и охлаждения, длительностью выдержки и т. д.). В зависимости от этих параметров  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение может завершиться формированием широкого спектра структурных составляющих.

Объективное описание структур после поверхностного упрочнения с помощью концентрированных источников энергии и сопоставление результатов исследований различных авторов затруднены из-за отсутствия общепринятой классификации структур сталей. Применительно к таким процессам, как поверхностная цементация и азотирование, общепринятой классификации структур сталей вообще нет. Анализ даже ограниченного числа литературных источников дает весьма неясную картину в области применяемых для низкоуглеродистых сталей терминов и обозначений структур и фаз, которые в большей степени заимствованы из общей теории химико-термической обработки металлов. Для одной и той же структуры часто используются разные термины и, наоборот, один и тот же термин может обозна-

чать разные структуры. В нашем случае особую трудность из-за различного содержания углерода в объеме металла представляет описание структур цементита, бейнита и мартенсита. Так, например, известно, что бейнит представляет собой структуру промежуточного типа, отличающуюся большим разнообразием морфологических форм [31], зависящих от состояния аустенита перед ускоренным охлаждением, скорости охлаждения и температуры превращения, определяющих в конечном счете комплекс механических свойств стали. Морфология бейнита в значительной степени зависит и от уровня легирования стали. Все это приводит к некоторым трудностям при описании структуры бейнита, так как требует использования различных терминов для адекватной характеристики того или иного морфологического типа структуры.

Бейнитный комитет Японского института стали рекомендовал описывать основную фазу в малоуглеродистых сталях как полигональный, квазиполигональный, видманштеттов, зернистый, бейнитный феррит и кубический мартенсит [32]. В работе [31] обобщены термины и обозначения многочисленных исследований, в которых были предложены 16 различных определений бейнитной структуры, описывающих как морфологию самих бейнитных кристаллов, так и их расположение по отношению к границам исходных аустенитных зерен. Известно [31, 32], что бейнитное превращение является промежуточным между диффузионным перлитным и бездиффузионным мартенситным, причем в сталях может образовываться как верхний, так и нижний бейнит. Росту кристаллов бейнитного феррита предшествует перераспределение углерода в аустените, приводящее к образованию обедненных и обогащенных участков. Затем следуют мартенситное превращение в обедненных участках аустенита, выделение карбидов в обогащенных участках, снижение по этой причине концентрации углерода в них и т. д. [6—9]. Применительно к результатам нашего исследования обнаруженный в структуре цементованного слоя речный бейнит представляет собой сгруппированные в пакеты одинаково направленные рейки  $\alpha$ -фазы, ширина реек составляет 0,1...0,5 мкм.

Как показано в работе [32], пакетное строение бейнитной  $\alpha$ -фазы является отличительным признаком нижнего бейнита или мартенсита низкоуглеродистых конструкционных сталей. Также металлографические исследования показали, что в структуре наряду с участками речного бейнита наблюдаются широкие кристаллы  $\alpha$ -фазы, в которых присутствуют мелкие частицы пластин-

чатой форм. С помощью темнопольного анализа было установлено, что эти выделения внутри кристалла являются цементитом, темнопольное изображение структуры получено в рефлексе цементита  $(102)Fe_3C$ . Наличие частиц цементита в  $\alpha$ -фазе бейнита является результатом самоотпуска бейнитных (или мартенситных) кристаллов, происходящего при охлаждении, и обуславливает повышенную травимось темной составляющей структуры, обнаруженную при металлографическом исследовании.

Несмотря на сложности в интерпретации и описании имеющихся в настоящее время структур, мы провели анализ полученных структур и фаз в цементованном слое и классифицировали важные морфологические фазы и структуры, образующиеся в процессе плазменной поверхностной цементации. Проведенные исследования показали, что аустенит в цементованном слое имеет две морфологические составляющие. Первая морфологическая составляющая — это свободные зерна аустенита, образующиеся в зоне внутренней цементации (см. рис. 7, з), а вторая — прослойки и островки различных формы и размеров аустенита, присутствующие в структуре мартенсита, или, наоборот, раздельно расположенные кристаллы мартенсита (в зависимости от соотношения объемных долей аустенита и мартенсита). Цементит присутствует как в литой зоне в виде отдельных самостоятельных зерен (глобул) различных формы и размеров, так и в виде вторичного и третичного цементита в структуре мартенсита, феррита и бейнита, аустенита. Растворение зерен цементита приводит к образованию смешанных структур,

состоящих из субмикронных глобул цементита, островков аустенита, кристаллов и зерен субмикронного феррита и субмикронных зерен перлита.

Мартенситная составляющая цементованного слоя имеет несколько морфологических разновидностей и определяется содержанием углерода. В целом можно выделить две морфологические составляющие по содержанию углерода — кристаллы пакетного и пластинчатого мартенсита. Первая разновидность (пакетный мартенсит) формируется в зоне термического влияния, где содержание углерода не превышает 0,6 %. Формирование пакета носит незавершенный характер. В этом случае в пакете зафиксированы прослойки остаточного аустенита вдоль границ кристаллов мартенсита. Вторая разновидность мартенсита (пластинчатый мартенсит) содержится непосредственно в цементованном слое, где содержание углерода составляет более 0,6 %. Пластинчатый мартенсит представляет собой отдельно расположенные кристаллы  $\alpha$ -фазы, разделенные прослойками или островками аустенита. Разновидностью пластинчатого мартенсита является линзовидный мартенсит, образующийся в цементованном слое.

На данном этапе исследований мы обозначили перечень структур, образующихся в цементованном слое стали Ст3. Более детальное описание структур не является предметом данной работы и требует отдельного углубленного рассмотрения.

В заключение необходимо отметить основные параметры цементованного слоя в процессе плазменной цементации стали Ст3 при различных режимах обработки, которые приведены в табл. 2. Результаты, представленные в табл. 2, показыва-

Таблица 2

Основные параметры поверхностного слоя после плазменной цементации стали Ст3

Плазменная поверхностная цементация	Глубина цементованного слоя, мкм	Микротвердость, МПа		Основные фазы и структуры
		Минимум	Максимум	
Из твердой пасты с макроплавлением	500...2500	6500	8800	Л, К, Ц, А, М
Из твердой пасты с микроплавлением	200...400	6500	10 400	Л, К, Ц, М, А
Из твердой пасты без оплавления	35...120	6500	9900	М, А
Из газовой фазы (аргон + CO <sub>2</sub> ) с микроплавлением	150...500	6500	11 200	М, А
Из газовой фазы (C <sub>2</sub> H <sub>5</sub> ОН) без оплавления	45...155	6700	9900	М, А
Из газовой фазы (C <sub>2</sub> H <sub>5</sub> ОН) с микроплавлением	150...700	6900	12 200	Л, А, Ц, К, М

Обозначения: Л — ледебурит; К — карбиды; Ц — цементит; М — мартенсит; А — остаточный аустенит.

ют, что в прикладном аспекте технология плазменной поверхностной цементации по глубине и микротвердости поверхностного слоя не уступает вакуумной и ионной цементации металлов [22—29, 33, 34]. Сегодня данный способ по времени насыщения поверхностного слоя углеродом (в течение 0,1...1 с) является самым производительным, что открывает широкие перспективы для его внедрения в производство.

В то же время есть работы [35, 36], демонстрирующие еще более производительные методы насыщения. Электрогидроимпульсная обработка железа без нагрева за  $10^{-3}$  с в зависимости от числа импульсов приводит к образованию диффузионной зоны глубиной до 40 мкм, содержащей  $Fe_3C$ , оксиды  $Fe_3O_4$  с нарушенной стехиометрией, твердые растворы углерода и кислорода в  $\alpha$ -железе. Ультразвуковая ударная обработка железа и его сплавов (30 кГц;  $0,2\text{ с}^{-1}$ ; 1...6 с; 77...873 К) приводит к проникновению атомов углерода на глубины 10...400 мкм по объемному механизму. В диффузионной зоне образуются карбидные фазы, пересыщенные твердые растворы внедрения углерода и замещения никеля в железе. В развитии плазменной цементации представляют интерес последние работы с использованием нанотрубок [37]. Вместе с тем необходимо провести дополнительные исследования по уточнению основных закономерностей насыщения поверхностного слоя углеродом, отработке технологических параметров, проведению испытаний на износостойкость и трещиностойкость цементованных деталей машин и инструментов.

### Выводы

1. В процессе плазменной обработки поверхности металла с нанесенной на нее углеродосодержащей пасты-обмазки происходит насыщение поверхностного слоя углеродом как в режиме с оплавлением поверхности, так и без ее оплавления. Длительность насыщения поверхностного слоя углеродом составляет 0,1...1 с.

2. В зависимости от режима плазменной обработки возможно получать цементованные слои на поверхности изделия толщиной от 35 до 2500 мкм, значения микротвердости от 6500 до 14 500 МПа.

3. В процессе плазменной обработки поверхности металла с использованием углеродосодержащего плазмообразующего газа происходит насыщение поверхностного слоя углеродом как в режиме с оплавлением поверхности, так и без ее оплавления. Длительность насыщения поверхностного слоя углеродом составляет 0,1...1 с.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Фролов К.В.** Современная трибология: Итоги и перспективы. М.: Изд-во ЛКИ, 2008. 480 с.
2. **Поверхностная** прочность материалов при трении / Б.И. Костецкий и др. Киев: Техника, 1976. 296 с.
3. **Крагельский И.В.** Трение и износ. М.: Машиностроение, 1968. 480 с.
4. **Лазерная** и электронно-лучевая обработка материалов: справочник / Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зуев и др. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.
5. **Поут Д.** Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками / пер. с англ. М.: Машиностроение, 1987. 424 с.
6. **Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н.** Методы поверхностной лазерной обработки / под ред. А.Г. Григорьянца. М.: Высш. шк., 1987. 191 с.
7. **Балановский А.Е.** Плазменное поверхностное упрочнение металлов. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2006. 180 с.
8. **Сафонов Е.Н., Журавлев В.И.** Поверхностное упрочнение железоуглеродистых сплавов дуговой закалкой // Сварочное производство. 1997. № 10. С. 30—32.
9. **Чудина О.В.** Комбинированные методы поверхностного упрочнения сталей с применением лазерного нагрева. Теория и технология. М., МАДИ (ГТУ), 2003. 248 с.
10. **Балановский А.Е.** Плазменное поверхностное легирование металлов / Тез. докл. ВНТК "Сварка-95". Ч. 1. Пермь, 1995. С. 90—94.
11. **Балановский А.Е., Скрипкин А.А., Гречнева М.В.** Плазменное поверхностное легирование металлов // Тез. докл. ВНТК "Сварка, пайка, нанесение покрытий и восстановление деталей". Тольятти, 1992. С. 12—14.
12. **Получение** теплостойких слоев на стали 20 с использованием плазменного нагрева / А.А. Скрипкин, В.А. Нецветаев, В.Е. Щербаков, Н.Ю. Миненко // Сварочное производство. 1992. № 11. С. 15—17.
13. **Токмаков В.П., Нестеренко Н.А., Гречнева М.В.** Энергетические характеристики процесса поверхностного упрочнения концентрированным источником энергии. М., 1988. 9 с. Деп. в ВИНТИ. 26.04.1988, № 3207.
14. **Структура** и свойства поверхностных слоев низкоуглеродистой стали, полученных методом наплавки углеродсодержащих порошковых смесей и последующей закалки / А.А. Лосинская, М.Г. Голковский, Е.А. Дробяз и др. // Обработка металлов. Технология. Оборудование. Инструменты. 2013. № 4. С. 5—11.
15. **Лосинская А.А., Головин Д.Д.** Формирование высокоуглеродистых слоев на стали и их закалка с использованием мощного электронного пучка, выведен-

- ного в атмосферу // Перспективы науки. 2013. № 10 (49). С. 7—10.
16. **Токмаков В.П., Гречнева М.В., Нестеренко Н.А.** Поверхностное упрочнение металлов плазменным нагревом // Пламенные процессы в металлургии неорганических материалов, Ч. 2. М., ИМЕТ им. А.А. Байкова, 1988. С. 56.
17. **Токмаков В.П., Скрипкин А.А., Петухов А.В.** Плазменное поверхностное легирование стали углеродом // Ч. 2. М., ИМЕТ им. А.А. Байкова, 1988. С. 18.
18. **Токмаков В.П., Скрипкин А.А., Петухов А.В.** Получение износостойких слоев на малоуглеродистых сталях плазменной обработкой поверхности // Технологическая теплофизика. Разд. 6. Теплофизика физико-химических методов обработки. Тольятти, 1988. С. 306—307.
19. **Петухов А.В.** Повышение эксплуатационных свойств деталей машин и инструмента поверхностным легированием из плазмы: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Иркутск, 1990. 36 с.
20. **Токмаков В.П., Скрипкин А.А., Фетисов С.И.** Способ плазменного упрочнения режущего инструмента: А. с. 22409. 21.09.88.
21. **Гречнева М.В.** Разработка и исследование способа плазменного упрочнения инструментальных сталей в жидких средах: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 1990. 20 с.
22. **Scoring** Resistance of Spur Gears with Plasma Diffusion Processing / M. Kohno, M. Nakasako, H. Nadano et al. // Nippon Kikai Gakkai Ronbunshu C Hen (Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers Part C) (Japan). 2006. Vol. 18. No. 11. P. 3634—3640.
23. **Hitoshi I.** Advanced acetylene vacuum carburizing // IHI engineering review. 2005. Vol. 38. No. 2. P. 83—88.
24. **Liu L.D., Chen F.S.** Super-carburization of low alloy steel in a vacuum furnace // Surface and Coatings Technology. 2004. Vol. 183. No. 2. P. 233—238.
25. **Минкевич А.Н.** Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М.: Машиностроение, 1965. 492 с.
26. **Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.** Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.
27. **Ионная** химико-термическая обработка сплавов / Б.Н. Арзамасов, А.Г. Братухин, Ю.С. Елисеев, Т.А. Панайоти. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. 400 с.
28. **Grafen W., Edenhofer B.** Acetylene low-pressure carburising — a novel and superior carburizing technology // Heat treatment of metals. 1999. Vol. 26. No. 4. P. 79—85.
29. **Анализ** эффективности газовых сред при вакуумной цементации / А.И. Мордовин, А.Е. Смирнов, Л.П. Фомина, Н.М. Рыжов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 11. С. 31—35.
30. **Балановский А.Е.** Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов. Обзор: Ч. 3. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 2. С. 20—30.
31. **Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н.** К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей // Металлург. 2010. № 7. С. 45—51.
32. **Особенности** структуры бейнита в низкоуглеродистых свариваемых сталях после термомеханической обработки / В.М. Счастливец, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева и др. // Вопросы материаловедения. 2009. № 3. С. 26—38.
33. **Y. Sun.** Kinetics of low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steels / J. of Materials Processing Technology. 2005. No. 168. P. 189—194.
34. **Scheuer C.J., Rodrigo Perito Cardoso.** Low-temperature plasma carburizing of AISI 420 martensitic stainless steel: Influence of gas mixture and gas flow rate // Surface and Coatings Technology. 2006. No. 24. P. 5085—5090.
35. **Особенности** взаимодействия ОЦК-металлов с углеродом и азотом в условиях ударного сжатия / Т.В. Миронова, Д.С. Герцрикен, А.М. Штеренберг и др. // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2005. № 3. С. 66—72.
36. **Взаимодействие** углерода с железом и его сплавами при ультразвуковой ударной обработке / Т.В. Миронова, В.Ф. Мазанко, Г.И. Прокопенко и др. // Физика и химия обработки материалов. 2006. № 3. С. 73—82.
37. **Ayo S. Afolabi, Ajoke S. Hassan, Michael O.** Daramola. Controlled Surface Treatment of Mild Steel with Carbon Nanotubes at Austenitic Temperature // Proceedings of the World Congress on Engineering and Computer Science 2015. Vol. II. WCECS 2015, October 21—23, 2015, San Francisco, USA.

<sup>1</sup> С.Д. Кузьмин, <sup>2</sup> Т.В. Тарасова, <sup>3</sup> И.С. Белашова, <sup>2</sup> А.В. Гусаров, <sup>4</sup> Т.Д. Белоконь  
 (<sup>1</sup>Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет) (МАИ),  
<sup>2</sup>Московский государственный технологический университет "Станкин",  
<sup>3</sup>Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ),  
<sup>4</sup>Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)  
 E-mail: s.d.kuzmin@yandex.ru

## Использование математического аппарата для планирования эксперимента и прогнозирования свойств поверхности образца после лазерной обработки\*

*Рассмотрена методика оценки влияния основных параметров процесса лазерной термической обработки на качественную характеристику обрабатываемой поверхности образца — ее микротвердость. На основе модели полного факторного эксперимента получено уравнение регрессии, на основании которого сделаны необходимые выводы и даны комментарии. Проведена оценка адекватности полученного уравнения регрессии и значимости коэффициентов уравнения. По полученному уравнению регрессии построены технологические диаграммы процесса для эффективного определения режимов обработки в целях получения требуемого значения микротвердости поверхности. Для обеспечения возможности оптимизации технологического процесса лазерной обработки, численного определения влияния параметров лазерной обработки на геометрические и качественные характеристики обрабатываемой поверхности (глубину и ширину зоны закалки, скорости охлаждения и структурных превращений и др.) проведен расчет тепловых процессов при лазерной термообработке стали 95X18 с использованием решения уравнения теплопроводности.*

**Ключевые слова:** регрессионный анализ, математическое моделирование, математическое планирование эксперимента, полный факторный эксперимент, уравнение регрессии, критерий Фишера, адекватность модели.

*The paper considers the technique for estimating the influence of the main parameters of the laser heat treatment process on the qualitative characteristics of the treated sample's surface — the microhardness of the surface. Based on the model of the full factorial experiment, the regression equation is obtained, based on this the necessary conclusions and comments are given. The adequacy of the regression equation obtained and the significance of the coefficients of the equation were estimated. According to the obtained regression equation constructed technological process diagrams of the process are constructed for effectively determine processing parameters to obtain the required microhardness of the surface. To obtain the possibility of optimization the technological process of laser processing, numerically determination of the influence of laser processing parameters on the geometric and qualitative characteristics of the treated surface (the depth and width of the zone of hardening, the cooling rate and structural transformations, etc.) the calculation of thermal processes for laser heat treatment of steel 95Cr18 has been carried out with using the solution of the heat equation.*

**Keywords:** regression analysis, mathematical modeling, mathematical experiment planning, full factorial experiment, Fisher's criterion, adequacy of the model.

### Введение

Стремление к импортозамещению и сокращению эксплуатационных расходов в промышленности требует разработки, совершенствования и внедрения современных методов упрочнения деталей, направленных на увеличение износостойкости рабочих поверхностей и срока службы изделий. Применение современных методов упрочнения, к которым относятся главным образом

методы, в основе которых лежит воздействие на материал концентрированных источников энергии, в том числе лазерного излучения, позволяет получить на заданных глубине и траектории обработки уникальные свойства поверхности [1–3]. Использование излучения современных волоконных лазеров позволяет эффективно обрабатывать детали сложной формы по различным траекториям, реализуя различные принципы воздействия на материал [4]. Для эффективного применения методов лазерной обработки требуется комплексное исследование влияния различных факторов обработки на упрочняемую поверхность. В целях оптимизации количества необходимых экс-

\* Работа профинансирована Российским научным фондом (соглашение № 15-19-00254 от 18.05.2015 г.).



периментов для определения преимущественного режима обработки целесообразно использовать методы математического планирования эксперимента [5, 6]. Для теоретического определения параметров процесса лазерной термической обработки, таких как ширина и глубина зоны закалки и зоны лазерного влияния, скорости нагрева и охлаждения в зоне обработки, рекомендуется проведение математического расчета с использованием решения уравнения теплопроводности. Моделирование тепловых процессов в сочетании с регрессионным анализом позволяет теоретически выбрать параметры процессов и дает возможность управлять ими в заданных режимах [7, 8].

### Методика исследования

В данной работе исследуется воздействие лазерного излучения на микротвердость поверхности стали 95X18. В качестве лазерного источника используется волоконный квазинепрерывный лазер YLR-150/1500-QCW-AC с длиной волны излучения 1,07 мкм, работающий в импульсном режиме генерации. Металлографические исследования и определение микротвердости обработанных поверхностей проводили по стандартной методике на микротвердомере Qness Q30A с нагрузкой на индентор 50 гс (0,49 Н).

Таблица 1

#### Варьируемые параметры регрессионной зависимости

Параметр	Обозначение, единица измерения	Фактор
Энергия в импульсе	$E$ , Дж	$x_1$
Частота следования импульсов	$f$ , Гц	$x_2$
Диаметр пятна	$d$ , мм	$x_3$
Примечание. Параметр оптимизации — микротвердость упрочненного слоя.		

Регрессионный анализ является статистическим методом исследования зависимости случайной величины (параметра) от переменных величин (аргументов). Математическое моделирование позволяет показать зависимость параметров (коэффициентов, факторов (табл. 1)) обработки на исследуемую характеристику материала (параметр оптимизации — микротвердость поверхности). Для выявления количественных данных о степени влияния переменных параметров (факторов) обработки на твердость упрочняемого слоя использовали методику математического планирования эксперимента по модели полного факторного эксперимента (ПФЭ)  $2^3$ , который позволяет качественно оценить линейные эффекты и все эффекты взаимодействия [5, 6].

Уравнение регрессии в общем виде для ПФЭ представляется выражениями [5, 6]

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_{12}x_1x_2 + b_{13}x_1x_3 + b_{23}x_2x_3 + b_{123}x_1x_2x_3, \quad (1)$$

$$y = b_0 + \sum_{i=1}^n b_i x_i + \sum_{\substack{j,i=1 \\ j < i}}^n b_{ji} x_j x_i + b_{123} x_1 x_2 x_3, \quad (2)$$

где  $b_0$  — свободный член уравнения регрессии;  $b_i$  — коэффициенты линейного эффекта;  $b_{ji}$  — коэффициенты эффекта парного взаимодействия;  $b_{123}$  — коэффициенты эффекта тройного взаимодействия;  $n$  — число факторов;  $x_j, x_i$  — факторы эксперимента.

Для расчетного определения рабочих параметров процесса, таких как распределение температуры по глубине, скорости нагрева и охлаждения, расчетная глубина закаленного слоя, было решено уравнение теплопроводности по методике Н.Н. Рыкалина [2, 8]. Исходные данные для расчета представлены в табл. 2.

Для выбора расчетной модели проводили оценку некоторых параметров процесса:

- $v_l > V_l$  — движущийся источник;
- $h_l \approx r_p$  — распределенный источник;

Таблица 2

#### Исходные данные для расчета

Параметры лазерной обработки	Характеристики образца
Диаметр сфокусированного луча $d = 400$ мкм ( $r_p = 20 \cdot 10^{-5}$ м) Частота следования импульсов $f = 25$ Гц Длительность импульса $\tau_i = 10$ мс Средняя мощность импульса $P = 90$ Вт Энергия импульса $0,9$ Дж Скорость сканирования $V_l = 5$ мм/с ( $0,005$ м/с)	Материал: сталь 95X18 Размеры: $0,01 \times 0,03 \times 0,03$ м Температура плавления $T_p = 1500$ °С Температура полиморфного превращения $T_z = 810$ °С Плотность $\rho = 7,75 \cdot 10^3$ кг/м <sup>3</sup> Удельная теплоемкость $c = 483$ Дж/(кг·К) Теплопроводность $\lambda = 24$ Вт/(м·К) Коэффициент поверхностного поглощения лазерного излучения $A = 0,5$

$h_t < H$  — модель полубесконечной тепловой задачи.

Здесь  $v_t$  — скорость распространения теплового фронта;  $V_l$  — скорость сканирования (перемещения лазерного луча);  $h_t$  — глубина зоны термического влияния;  $r_p$  — радиус лазерного луча;  $H$  — высота образца.

Сравнение расчетных величин позволило определить расчетную модель — полубесконечное тело с движущимся распределенным гауссовским источником нагрева (цилиндрическая симметрия).

### Результаты исследований и их обсуждение

На основе модели ПФЭ провели математическое планирование эксперимента.

Определив значения факторов и интервалы варьирования и построив расчетную матрицу планирования и результатов экспериментов, используя стандартную методику расчета коэффициентов, получили основное уравнение регрессии

$$y = 623,125 - 23,125x_1 + 45,625x_2 - 40,625x_3 + 4,375x_1x_2 + 40,625x_1x_3 - 23,125x_2x_3 - 26,875x_1x_2x_3. \quad (3)$$

Для оценки значимости коэффициентов вычислили доверительный интервал для коэффициента по формуле [5, 6]

$$\Delta b_i = \pm t S_{b_i}, \quad (4)$$

где  $t$  — критерий Стьюдента (табличное значение критерия при 5%-ном уровне значимости и при числе степеней свободы  $f_{св} = n - 1 = 3 - 2 = 2$ ),  $t = 4,3$ ;  $S_{b_i}$  — дисперсия коэффициентов,  $S_{b_i} = 0,36$ .

Доверительный интервал  $\Delta b_i = \pm 1,548$ .

Значимость коэффициентов уравнения регрессии определяется по правилу: если абсолютная

величина коэффициента регрессии  $b_{ji}$  больше доверительного интервала  $\Delta b_i$ :

$$\Delta b_i < b_{ji}, \quad (5)$$

то коэффициент значим; незначимые коэффициенты исключаются из модели.

Определили, что все коэффициенты регрессионного уравнения (3) больше доверительного интервала, что говорит об их значимости.

Адекватность модели подтвердили с помощью критерия Фишера. Экспериментальное значение  $F$ -критерия (критерия Фишера) рассчитывается по формуле [5, 6]

$$F_{расч} = \frac{S_{ад}^2}{S_y^2}, \quad (6)$$

где  $S_{ад}^2$  — дисперсия адекватности модели (остаточная дисперсия);  $S_y^2$  — дисперсия опыта (эксперимента),  $S_{ад}^2 = 58,32$ ,  $S_y = \sqrt{S_y^2} = 2,52$ .

Определили значение критерия Фишера:

$$F_{расч} = 9,21.$$

С учетом уровня значимости и известной степени свободы табличное значение критерия Фишера  $F_{табл} = 19,25$ . Табличное значение критерия Фишера выше аналогичной расчетной величины, что характеризует модель как адекватную.

На основании полученного уравнения регрессии построили технологические диаграммы процесса лазерного термоупрочнения (рис. 1) для определения режимов обработки, обеспечивающих требуемое значение микротвердости поверхности.

Для прогнозирования геометрических параметров упрочненной зоны и скорости охлаждения для выбранных режимов обработки провели математический расчет, используя решение уравнения теплопроводности [8, 9].

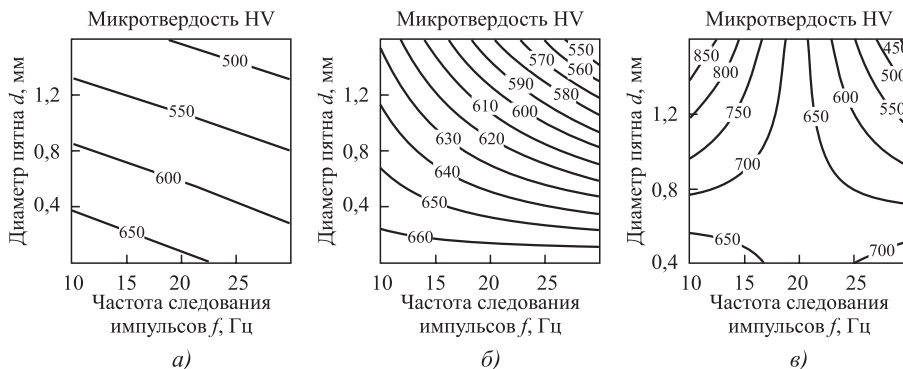


Рис. 1. Технологическая карта процесса лазерного термоупрочнения для различной энергии излучения  $E$ :

$a$  —  $E = 0,9$  Дж;  $b$  —  $E = 2,25$  Дж;  $c$  —  $E = 9$  Дж

В соответствии с методикой расчета по выбранной расчетной модели ввели число разбиений по координатам  $Z$ ,  $R$  и  $t$ :

по координате  $Z$  (высоте распространения фронта лазерного излучения): число разбиений  $N = 50$ ; номер текущего участка  $i = 0 \dots N$ ; текущее значение координаты  $z_i = h_i/N$ ;

по координате  $R$  (радиусу лазерного луча): число разбиений  $M = 40$ ; номер текущего участка  $k = 0 \dots M$ ; текущее значение координаты  $r_k = r_p k/M$ ;

по координате  $t$  (времени лазерного воздействия): число разбиений  $L = 75$ ; номер текущего участка  $j = 1...L$ ; текущее значение координаты (время лазерного воздействия)  $t_j = \tau_{ij}/L$ .

Определили уравнения для расчета температурного поля:

на стадии нагрева [4]:

$$Tz_{i,k} = B \int_0^{t_w} \exp\left(\frac{z_i^2 + r_k^2}{x} \frac{1}{-4a} \right) \frac{1}{\sqrt{x}(t_0 + x)} dx, \quad (7)$$

где  $B = \frac{2AP}{c\rho(4\pi a)^{1,5}}$ ;  $t_0 = \frac{r_p^2}{4a}$ ;  $a$  — температуропроводность материала образца;  $t_w$  — момент времени,  $t_w \geq \tau_i$ ;  $t_0$  — постоянная времени;  $x$  — переменная интегрирования;

на стадии охлаждения  $TR(z, r)$  [7]:

$$TR_{i,k} = B \left( \int_0^{t_f} \exp\left(\frac{z_i^2 + r_k^2}{w} \frac{1}{-4a} \right) \frac{1}{\sqrt{w}(t_0 + w)} dw - \int_0^{t_f - \tau_i} \exp\left(\frac{z_i^2 + r_k^2}{w} \frac{1}{-4a} \right) \frac{1}{\sqrt{w}(t_0 + w)} dw \right), \quad (8)$$

где  $B = \frac{2AP}{c\rho(4\pi a)^{1,5}}$ ;  $t_0 = \frac{r_p^2}{4a}$ ;  $t_f$  — момент времени,  $t_f \geq \tau_i$ ;  $w$  — постоянная интегрирования.

Определили уравнение для расчета скорости охлаждения, продифференцировав функцию (7) [2]:

$$Vz_{i,j,k} = 2A \frac{q\sqrt{a/t_j}}{\lambda\sqrt{\pi} \left(1 + 4\pi a \frac{t_j}{r_p^2}\right)} \times \exp\left(\frac{-z_i^2}{4at_j} - \frac{r_k^2}{4at_j + k_p^{-1}}\right), \quad (9)$$

где  $q$  — плотность мощности лазерного воздействия;  $k_p = \frac{1}{r_p^2}$ .

По полученным зависимостям построили графики и диаграммы изменения температуры по глубине образца ( $Z$ ) и поверхности на стадии охлаждения (рис. 2, а) и распределение скорости охлаждения по поверхности и глубине (рис. 2, б) [1, 10].

Анализ полученных данных позволил сделать качественную оценку влияния варьируемых па-

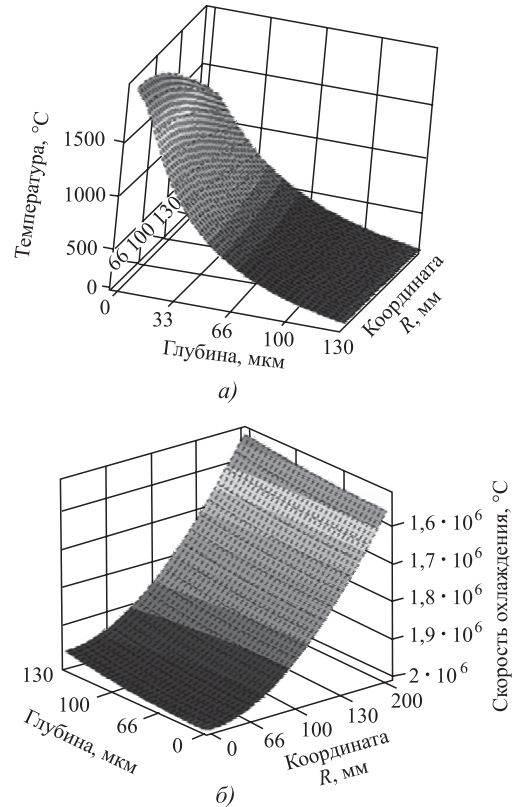


Рис. 2. Распределения температуры по глубине ( $Z$ ) и по поверхности ( $R$ ) на стадии охлаждения (а) и скорости охлаждения по глубине и поверхности (б)

раметров лазерной обработки на формирование температурных полей в пятне нагрева и в зоне термического влияния. Анализ полученных результатов позволил установить, что зона закалочных температур выше  $1100\text{ }^\circ\text{C}$  располагается на расстоянии  $\sim 40\text{ }\mu\text{m}$  от поверхности материала. Скорость охлаждения составила  $1,831 \cdot 10^6\text{ }^\circ\text{C/c}$ .

## Выводы

1. Проведено математическое планирование эксперимента для исследования процессов лазерного упрочнения коррозионно-стойкой стали 95X18. Анализ основного уравнения регрессии (3) показывает, что наиболее существенно на твердость обрабатываемой лазером поверхности влияет частота следования импульсов, далее по значимости — диаметр пятна и энергия излучения. Построены технологические диаграммы процесса лазерного термоупрочнения.

2. Математическое моделирование тепловых процессов позволяет оценить влияние режимов обработки на исследуемый материал, глубину распространения тепла, скорости нагрева и ох-

лаждения при заданных режимах обработки; корректировать параметры лазерного воздействия для обеспечения заданной глубины зоны упрочнения. Получены расчетные значения скорости охлаждения ( $1,83 \cdot 10^6$  °C/с) и глубины зоны закалки (40 мкм) при лазерной обработке, позволяющие вести обработку в соответствии с заданными физическими и эксплуатационными характеристиками.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Григорьев С.Н., Тарасова Т.В., Гвоздева Г.О. Оптимизация параметров лазерной наплавки сплавов системы Al—Si // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 10. С. 15—21.
2. *Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: справочник* / Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зуев, А.Н. Кокора. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.
3. Тарасова Т.В. Перспективы использования лазерного излучения для повышения износостойкости коррозийно-стойких сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2010. № 6. С. 54—58.

4. **Влияние** степени дискретного упрочнения поверхности на триботехнические характеристики сталей и сплавов / Т.В. Тарасова, С.Д. Кузьмин, И.С. Белашова, Т.Д. Белоконов [Электронный ресурс] // *Russian Internet Journal of Industrial Engineering*. 2015. Vol. 3. No. 1.

5. **Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.И.** Планирование экспериментов при поиске оптимальных условий. М.: Наука, 1976. 277 с.

6. **Новик Ф.С.** Планирование эксперимента на симплекс при изучении металлических систем. М.: Металлургия, 1985. 255 с.

7. **Gusarov A.V.** The multiphase radiation transfer model for two-phase layered systems // *J. Quant. Spectrosc. Radiat. Transf.* 2013. Vol. 116—156. 168 p.

8. **Физические основы** моделирования и оптимизации процесса лазерной поверхностной закалки сталей / Б.И. Бертяев, И.Н. Завестовская, В.И. Игошин и др. // *Труды ФИАН*. Т. 198. М.: Наука, 1989. С. 5—23.

9. **Gusarov A.V., Malakhova-Ziablova I.S., Pavlov M.D.** Thermoelastic Residual Stresses and Deformations at Laser Treatment // *Phys. Procedia*. 2013. Vol. 41. P. 896—903.

10. **Tarasova T.V., Nazarov A.P., Gusarov A.V.** Selective laser melting of 3D structures produced from heat-resistant cobalt alloys // *Materials Science Forum. Trans Tech Publications*, 2015. Vol. 834. P. 71—76.

УДК 620.181

**В.В. Овчинников, Н.В. Учеваткина, Е.В. Лукьяненко, И.А. Курбатова, С.В. Якутина**  
(Московский политехнический университет (Московский Политех),  
**В.Ф. Шамрай** (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН РФ, г. Москва)  
E-mail: vikov1956@mail.ru

## Эволюция структуры поверхностных слоев стали 30XГСН2А в процессе ее имплантации ионами меди\*

*Методами Оже-спектроскопии исследовано распределение меди, углерода и кислорода в поверхностных слоях, образующихся при имплантации меди в пластины из стали 30XГСН2А в импульсном источнике ионов с ускоряющим напряжением 30 кВ в вакуумной камере с остаточным давлением газов  $8 \cdot 10^{-4}$  Па. Рассмотрены возможные механизмы влияния структуры поверхностных слоев, образующихся в результате имплантации меди в пластины из стали 30XГСН2А, на их триботехнические характеристики.*

**Ключевые слова:** имплантация, Оже-спектроскопия, триботехнические свойства, поверхностные слои, углеродистая сталь, износ.

*Auger spectroscopy methods investigated the distribution of copper, carbon and oxygen in the surface layers formed during implantation in copper plate of steel 30XГСН2А in pulsed ion source with accelerating voltage of 30 kV vacuum chamber with residual pressure  $8 \cdot 10^{-4}$  Pa. Discussed the possible mechanisms of the influence of the surface layers of the structures generated by implantation of copper in steel plate 30XГСН2А, on their tribological characteristics.*

**Keywords:** implantation, Auger spectroscopy, tribological properties, surface layers, carbon steel, wear.

\* Работа проведена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках государственного контракта № 11.3560.2017.ПЧ.

## Введение

Как известно, ионная имплантация — эффективный способ улучшения свойств поверхности функциональных и конструкционных материалов [1—3]. Метод ионной имплантации получил развитие в микроэлектронике, где на основе анализа концентрационных профилей распределения примесей по глубине мишени определяют характерные дозы имплантации, при которых следует ожидать формирования  $p$ — $n$ -переходов, толщину модифицированного слоя и предельную концентрацию имплантируемой примеси [3].

Имплантирование нашло применение в металлургии [1, 2]. В настоящее время этот метод внедряется в технологию изготовления деталей, испытывающих большие поверхностные нагрузки при эксплуатации. Имплантирование ионов азота в поверхность изделий из стали предотвращает образование трещин, улучшает коррозионные и фрикционные свойства конструкционных материалов, применяемых в медицине, в том числе при изготовлении режущего инструмента, и в аэрокосмической отрасли для повышения ресурса двигателей.

В работах [4, 5] показана возможность повышения трибологических свойств изделий из стали 30ХГСН2А за счет имплантации в их рабочие поверхности ионов меди и определены режимы обработки, обеспечивающие повышение износостойкости этих изделий. При испытании образцов на линейный износ было установлено, что имплантация ионами меди позволяет повысить сопротивление износу в 2,5 раза. Оптимальная доза облучения составляет  $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>. Предложена технология ионной имплантации изделий на основе стали 30ХГСН2А, работающих в условиях высоких нагрузок, трения скольжения и износа.

Авторы работ [5, 6] обращают внимание на то, что приповерхностные слои стали 30ХГСН2А, имплантированной медью, обогащены углеродом, причем толщина углеродного слоя возрастает с увеличением дозы имплантации. Образование углеродного слоя они связывают с сорбцией углеводородов из "нечистого" вакуума. Следует отметить, что образование пленок, содержащих углерод и кислород, отмечалось в работе [7] при имплантации алюминия в титан в вакуумной камере с остаточным давлением  $4 \cdot 10^{-3}$  Па, оснащенной источником ускоренных ионов на основе непрерывного дугового разряда.

Как известно, оксидные пленки на железе, обладающие защитными свойствами, образуются при комнатной температуре. При повышении температуры скорость их образования резко возрастает. Согласно работе [8], где исследовали кинетику обра-

зования оксидных пленок на железе при обработке поверхности в тлеющем разряде в атмосфере остаточных газов, скорость их образования существенным образом зависит от ускоряющего напряжения.

Очевидно, что раскрытие механизмов повышения трибологических свойств поверхностей изделий, подвергнутых имплантации, невозможно без экспериментальных данных о распределении в них имплантируемого компонента и примесей. В настоящей работе эта задача для поверхностных слоев, полученных имплантацией меди в сталь 30ХГСН2А, решалась методами Оже-спектроскопии.

## Эксперимент

Для ионной имплантации меди в сталь 30ХГСН2А использовали вакуумно-дуговой импульсный источник ионов ИГМИ-50 с ускоряющим напряжением 30 кВ. Остаточное давление в вакуумной камере составляло  $8 \cdot 10^{-4}$  Па; температура образцов в процессе имплантации не превышала 80 °С. В качестве плазменной среды в источнике использовали вакуумную дугу в парах металла. Источник работал в импульсном режиме и генерировал полиэнергетические пучки ионов меди.

В качестве мишени использовали пластины размером  $10 \times 10 \times 2$  мм из стали 30ХГСН2А. Перед ионной имплантацией образцы подвергали термической обработке: закалке с 910 °С при охлаждении в масле и последующему отпуску при температуре 210 °С в течение 2 ч. Указанная термическая обработка обеспечивает достижение твердости стали 30ХГСН2А на уровне 45 HRC. Имплантируемую поверхность до обработки полировали.

Исследование химического состава поверхностных слоев выполнено на Оже-спектрометре JAMP-9500F фирмы JEOL, электронный зонд для Оже-анализа в котором имеет диаметр 8 нм, пространственное разрешение во вторичных электронах составляет 3 нм. Прибор позволяет, используя режим вторичных электронов, проводить картирование распределения элементного состава в Оже-электронах и получать профили концентрации элементов в виде функции глубины путем чередующегося накопления Оже-спектров и ионного травления. Аппроксимация концентрационных профилей меди по глубине проведена с использованием программы Origin 7.0 [9].

Рентгеновское исследование пластин и анализ их текстуры методом функций распределения ориентировок (ФРО) выполнены по результатам съемки на дифрактометре Ultima IV фирмы Rigaku в  $\text{Cu K}_\alpha$ -излучении и дифрактометре ДРОН-7, оснащенном текстурной приставкой ПГТМ, в  $\text{Co K}_\alpha$ -излучении.

### Результаты исследования

Поверхностные слои пластин, исследованных до имплантации, имеют характерную игольчатую мартенситную структуру (рис. 1). Материал

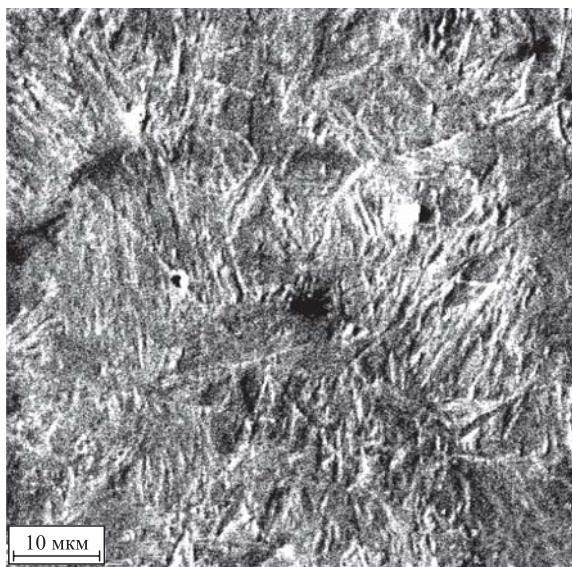


Рис. 1. Микроструктура поверхности пластины из стали 30XГСН2А до имплантации

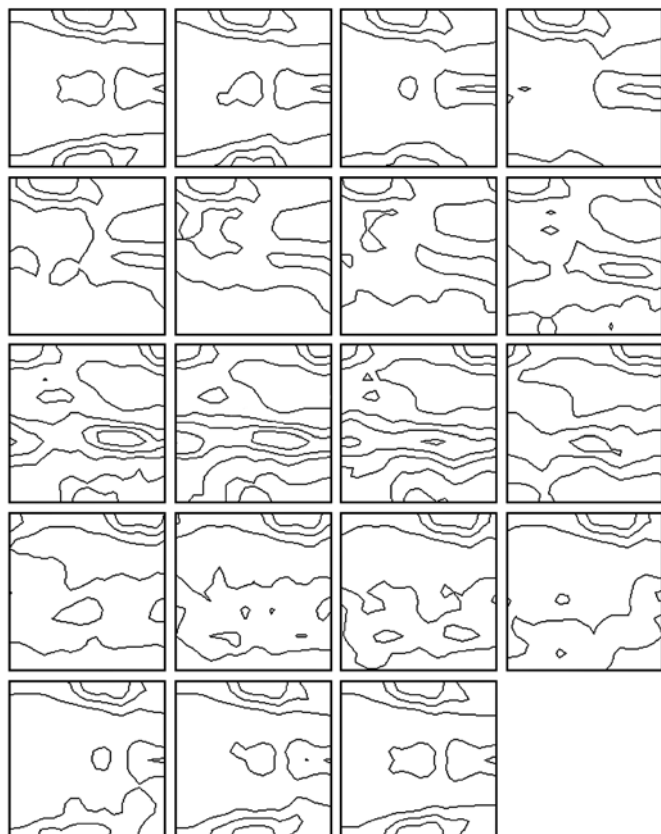


Рис. 2. Функция распределения ориентировок в поверхностных слоях пластины из стали 30XГСН2А до имплантации

пластины слабо текстурирован, на ФРО наиболее отчетливо проявились основные деформационные компоненты ОЦК-металлов:  $\{001\}\langle 110 \rangle$  и  $\{111\}\langle 110 \rangle$  (рис. 2).

Исследование слоя, образовавшегося после стравливания имплантированного слоя на глубину до 900 нм, показало, что после имплантации меди характер микроструктуры на этой глубине не изменился. Тип текстуры материала пластины остался прежним; в пределах ошибки эксперимента не изменился период решетки ( $2,870 \pm 0,001$ ) нм.

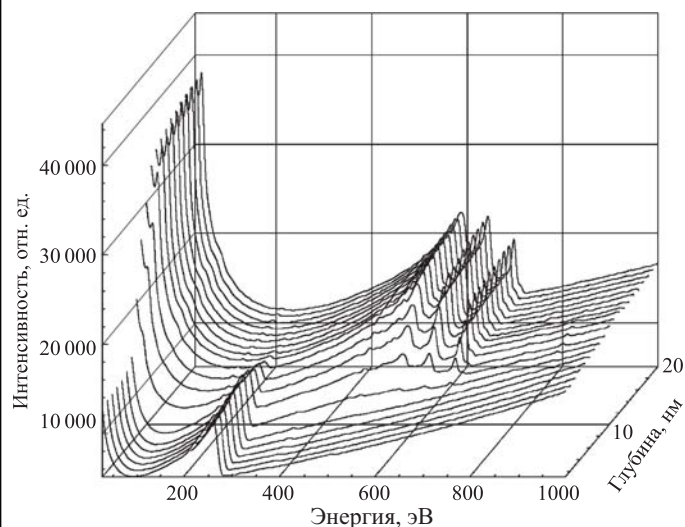


Рис. 3. 3D-изображение изменения спектров циклического травления с шагом 10 нм

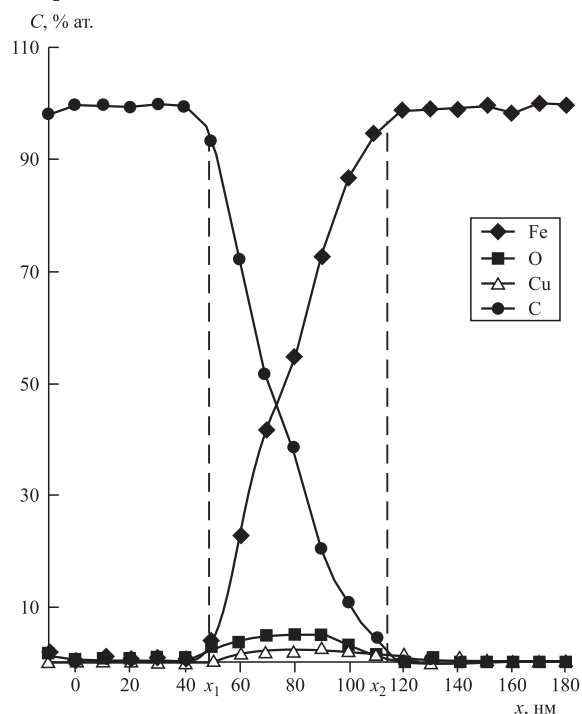
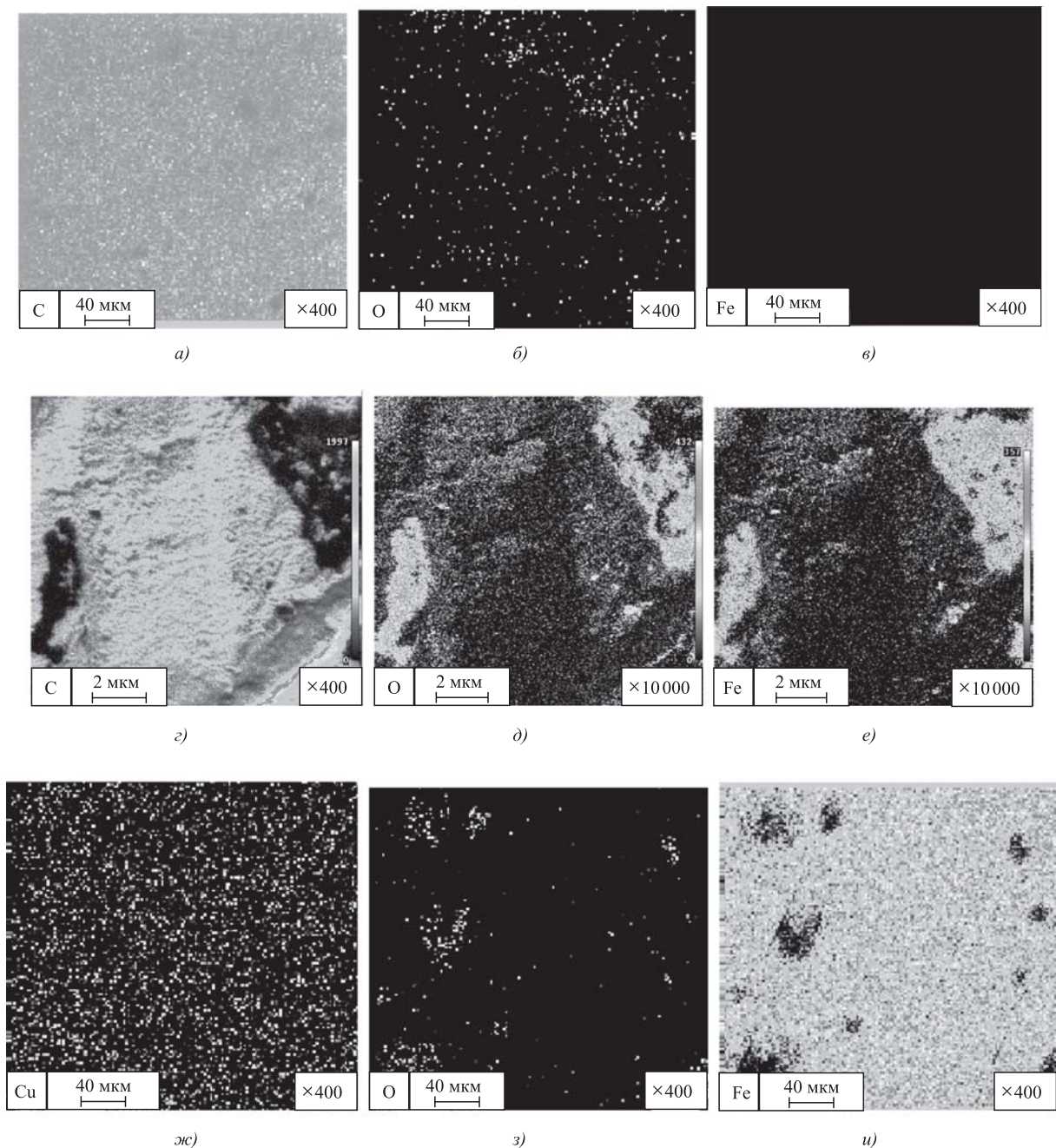


Рис. 4. Распределение C, Fe, Cu и O по глубине (x) в поверхностном слое

На рис. 3 приведено 3D-изображение Оже-спектров, полученных от одной из исследованных пластин при стравливании поверхности с площадки размером  $1 \text{ мм}^2$ . Элементный состав определяли при записи спектров с площадок  $0,2 \text{ мм}^2$  и с шагом  $d = 10 \text{ нм}$  по глубине. Как видно, на первых спектрах присутствует только максимум, отвечающий рефлексу KLL углерода (263 эВ). Первые спектральные линии железа (589, 645 и 700 эВ) и меди (764, 836 и 916 эВ) отчетливо фиксируются в

спектрах, полученных после 6-го цикла травления. Достаточно отчетливо проявились линии кислорода (466, 482 и 503 эВ) в интервале  $5 < N < 10$ . Построение профилей концентрации углерода, кислорода, железа и меди в виде функции глубины путем чередующегося накопления Оже-спектров и ионного травления позволило определить содержание этих компонентов в материале пластины в зависимости от расстояния до поверхности и характер его изменения по глубине (рис. 4).



**Рис. 5.** Распределения компонентов в покрытии: на поверхности — углерода (а), кислорода (б), железа (е); на расстоянии 50 нм от поверхности — углерода (з), кислорода (д), железа (е); на уровне максимального содержания меди (100 нм от поверхности) — углерода и меди (ж), кислорода (з), железа (и)

Распределение Fe, Cu, C и O на площадках размером 300×300 мкм, расположенных на фиксированных расстояниях от поверхности, в Оже-электронах исследовали методом картирования (рис. 5). Как видно, углеродный слой практически полностью закрывает поверхность пластины; при сравнении площадь, занимаемая углеродом, сокращается. На изображении, отвечающем максимальному содержанию кислорода ( $N = 8$ ), наибольшая концентрации кислорода соответствует участкам пониженной концентрации железа (рис. 5, *д, е*). Медь присутствует на этих изображениях в виде дисперсных частиц (размером в несколько нанометров), она равномерно распределена по поверхности изображений (рис. 5, *ж*).

Из результатов выполненного Оже-эксперимента следует, что на поверхности пластин из стали 30ХГСН2А при имплантации меди в источнике ионов с ускоряющим напряжением 30 кВ в вакуумной камере с остаточным давлением газов  $8 \cdot 10^{-4}$  Па образуется слой углерода толщиной в несколько десятков нанометров. Поскольку на спектральных характеристиках покрытий отсутствовал сдвиг рефлекса KLL углерода относительно его стандартного положения (соответственно 262,9 эВ и 263 эВ), можно предположить, что он находится в несвязанном состоянии. В области, расположенной под углеродным слоем,  $x_1 < x < x_2$  (промежуточный слой на рис. 4) содержание железа по глубине возрастает от нескольких атомных процентов до 95 % ат., соответственно, концентрация углерода резко уменьшается. В этой области фиксируется достаточно высокая концентрация кислорода с отчетливо выраженным максимумом (~8 % ат.). В результате повторного эксперимента получены близкие к предыдущему эксперименту результаты (таблица, образец № 2).

Распределение меди по глубине в покрытиях характеризуется наличием максимума, положение

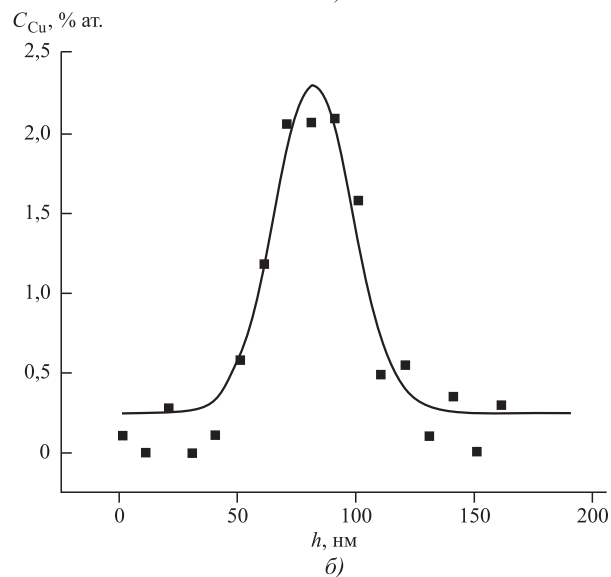
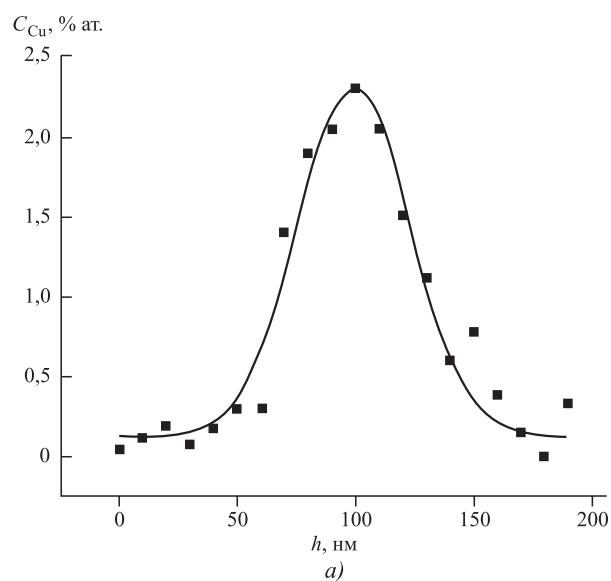
**Результаты аппроксимации функцией Гаусса зависимости концентрации меди по глубине**

Номер образца	$x_c$ , нм	$h_c$ , % ат.	$A$ , нм <sup>2</sup>	$W$ , нм	$x_1$ , нм	$D$ , нм
1	99	2,2	136	47	50	49
2	81,6	2,1	86,8	33,5	40	42

Обозначения:  $x_c$  — положение максимума концентрации меди относительно поверхности мишени;  $h_c$  — высота максимума;  $A$  — площадь под максимумом;  $W$  — полуширина на половине высоты максимума;  $x_1$  — толщина углеродного слоя;  $D$  — расстояние от максимума до поверхности стальной мишени.

которого относительно поверхности, несколько отличающееся в различных экспериментах, близко к 100 нм (рис. 6). Концентрация меди  $C_{Cu}$  на поверхности близка к нулю, в максимуме  $C_{Cu} \sim 2$  % ат., далее она плавно уменьшается с увеличением расстояния от поверхности мишени.

Имплантация меди в стальные пластины в настоящей работе проведена при ускоряющем напряжении 30 кэВ. Как известно, при таком напряжении доминирует упругий вклад соударений атомов в процесс торможения имплантируемых частиц [10], а их распределение по глубине описывается функцией Гаусса. Полученные концен-



**Рис. 6. Результаты аппроксимации концентрационного профиля меди по глубине для двух независимых экспериментов:**

*а* — эксперимент № 1; *б* — эксперимент № 2



трационные зависимости меди по глубине были аппроксимированы с помощью функции

$$y = y_0 + \frac{A}{w\sqrt{\pi/2}} e^{-2\left(\frac{x-x_c}{w}\right)^2},$$

где  $x_c$  — положение максимума;  $w$  — половина ширины максимума на половине его высоты;  $A$  — площадь под максимумом.

Как следует из результатов аппроксимации (см. таблицу, рис. 6), в исследованных поверхностных слоях максимумы концентрации меди расположены на глубине 90 нм от поверхности покрытия, а высота максимумов составляет ~ 2 % ат.

### Обсуждение результатов исследования

Как уже отмечалось выше, обогащение поверхностных слоев пластин из стали 30ХГСН2А углеродом при имплантации их медью наблюдали ранее [5]. Этот эффект связывали с сорбцией углеродов вследствие недостаточно высокого вакуума. Как следует из оценки количественного содержания С, Fe, O и Cu, в настоящем эксперименте, выполненном в условиях вакуума ( $8 \cdot 10^{-4}$  Па), на поверхности пластин стали 30ХГСН2А в процессе имплантации в них меди образуются слои углерода толщиной ~ 50 нм. Возможность образования углеродного слоя такой толщины только за счет остаточных газов в этих условиях не представляется очевидной. Можно предположить также, что углерод в поверхностном слое накапливается в процессе распыления при имплантации и вследствие его восходящей диффузии к поверхности из матрицы. В этой связи, очевидно, интерес представляют эксперименты по имплантации меди с использованием существующей методики в металлы, не содержащие углерод, например чистое железо или титан.

В работе [11] компьютерное моделирование процесса внедрения ионов меди в сталь 30ХГСН2А с построением профилей распределения их по глубине при имплантации с ускоряющим напряжением 30 кэВ и дозой  $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> выполнено методом Монте-Карло с использованием программы TRIM (SRIM) и свободно распространяемой библиотеки программ Geant 4. Экспериментальная закономерность распределения меди в поверхностных слоях после имплантации согласуется с рассчитанными зависимостями для содержания меди по глубине, если предположить, что углеродный слой на поверхности покрытия сформировался в процессе имплантации. В таком случае при определении положения максимума концентрации меди отсчет следует вести не от поверхно-

сти углеродного слоя, а от нулевого значения концентрации железа или края стальной пластины ( $x_1$  на рис. 4). Как видно на рис. 4 и в таблице, эта величина равна ~ 40 нм, т. е. достаточно близка к расчетному значению. Возможные расхождения между этими значениями, по-видимому, обусловлены тем, что высокоэнергетические имплантируемые ионы меди распространяются в области, где содержание тяжелых ионов железа заметно меньше, чем в имплантируемой стали, а ее структура существенно дефектна (слой  $x_1 < x < x_2$  на рис. 4).

Присутствие кислорода на глубине ~ 70 нм от поверхности обусловлено, по-видимому, наличием оксидной пленки, образовавшейся на поверхности стальной пластины до имплантации. Как уже отмечалось выше, окисные пленки Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, FeO образуются на железе при комнатной температуре, а повышение температуры приводит к быстрому увеличению скорости их роста. Оксидная пленка на поверхности пластины из стали 30ХГСН2А в настоящем эксперименте могла образоваться в процессе термообработки и частично сохраниться при дальнейшей подготовке поверхности к имплантации. Кислород в покрытии, вероятнее всего, связан в оксидах железа (на картах распределения Fe и O максимальные концентрации кислорода соответствуют областям пониженных концентраций железа).

Улучшение трибологических свойств поверхностей изделий, изготовленных из стали 30ХГСН2А, имплантированных разными ионами, в том числе ионами меди, в [12, 13] связывают прежде всего с формированием фрагментированного приповерхностного слоя, упрочнение в котором достигается за счет дисперсионного, дислокационного и зернограничного механизмов. Образовавшиеся на поверхности в результате имплантации меди слой углерода и слой, обогащенный медью, следует рассматривать в качестве твердой смазки, повышающей трибологические характеристики.

### Заключение

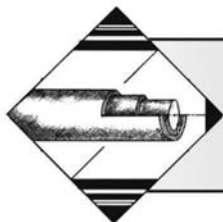
Из результатов исследования методами Оже-спектроскопии поверхностных слоев, образующихся при имплантации меди в пластины из стали 30ХГСН2А в импульсном источнике ионов, в вакуумной камере с остаточным давлением газов  $8 \cdot 10^{-4}$  Па, следует, что их можно представить как состоящие из двух подслоев. Верхний подслой толщиной ~ 50 нм состоит из углерода и образуется, вероятнее всего, в процессе имплантации. Нижний подслой имеет сложный химический состав; в нем концентрация железа возрастает по глубине от 0 до 95 % ат. Концентрационный

профиль меди по глубине характеризуется наличием максимума, расположенного на расстоянии ~ 40 нм от поверхности пластины. Принимая во внимание значение ускоряющего напряжения (30 кВ), его аппроксимировали функцией Гаусса, обычно используемой для описания распределения имплантируемых компонентов в случае доминирующего упругого вклада соударений атомов в процесс торможения имплантируемых частиц. Образовавшиеся в результате имплантации меди в сталь 30ХГСН2А поверхностные слои, состоящие из поверхностного углеродного слоя и слоя, содержащего медь, действуя как твердая смазка, способны улучшить трибологические характеристики поверхностей изделий из этой стали.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Быковский Ю.А., Невалин В.Н., Фоминский В.Ю.** Ионная и лазерная имплантация металлических материалов. М.: Энергоатомиздат, 1991. 237 с.
2. **Ионная имплантация** / под ред. Дж. К. Хирвонена; пер. с англ.: М.: Металлургия, 1985. 392 с.
3. **Мейер Дж., Эрикссон Л., Дэвис Дж.** Ионное легирование полупроводников / пер. с англ.; под ред. В.М. Гусева. М.: Мир, 1973. 296 с.
4. **Овчинников В.В., Козлов Д.А., Якутина С.В.** Влияние ионной имплантации меди на свойства конструкционной стали 30ХГСН2А // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 10. С. 16–23.
5. **Овчинников В.В., Козлов Д.А., Якутина С.В.** Исследование свойств поверхности стали 30ХГСН2А после имплантации ионами меди // Машиностроение и инженерное образование. 2009. № 2. С. 32–37.
6. **Свойства** и состав поверхности стали 30ХГСН2А в зависимости от дозы облучения ионами меди и свинца / С.В. Якутина, В.В. Овчинников, Д.А. Козлов, А.С. Немов // Изв. МГИУ. 2010. № 3 (20). С. 15–20.
7. **Высокоинтенсивная** ионная имплантация — метод формирования мелкодисперсных интерметаллидов в поверхностных слоях металлов / Ю.П. Шаркеев, А.И. Рябчиков, Э.В. Козлов и др. // Изв. вузов. Физика. 2004. № 9. С. 44–52.
8. **Костржицкий А.И., Чебан Т.В., Подолян Р.А.** Оксидные пленки на поверхности железа и их физико-химические свойства // Электронная обработка материалов. 2007. № 3. С. 50–55.
9. **Исакова О.П., Тарасевич Ю.Ю., Юзок Ю.И.** Обработка и визуализация данных физических экспериментов с помощью пакета Origin. М.: Книжный дом "ЛИБКОМ", 2006. 136 с.
10. **Диденко А.М., Лигачев А.Е., Куракин К.Б.** Воздействие пучков заряженных частиц на поверхность металлов и сплавов. М.: Энергоатомиздат, 1987. 184 с.
11. **Моделирование** распределения ионно-имплантированных атомов в металлических мишенях / И.М. Белова, В.В. Овчинников, Е.В. Лукьяненко, С.В. Якутина // Электрометаллургия. 2016. № 11. С. 31–41.
12. **Влияние** многоэлементной ионной имплантации на структуру поверхностного слоя и износостойкость деталей из стали 30ХГСН2А / Е.В. Лукьяненко, В.В. Овчинников, В.В. Истомин-Кастровский и др. // Машиностроение и инженерное образование. 2014. № 1. С. 8–14.
13. **Овчинников В.В., Боровин Ю.М.** Ионная имплантация поверхностных слоев деталей машин // Научные технологии в машиностроении. 2010. № 6. С. 29–39.





# ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

УДК 621.9.047 + 621.9.048.6

**В.В. Иванов, А.П. Бабичев**

(Донской государственной технической университет, г. Ростов-на-Дону),

**В.П. Смоленцев, М.В. Кондратьев**

(Воронежский государственный технический университет)

E-mail: 540520@mail.ru

## Формирование химико-механических покрытий для опорных поверхностей сопрягаемых деталей

*Рассмотрено новое направление комбинированной обработки в машиностроении — получение высокоресурсных химико-механических покрытий, отвечающих эксплуатационным требованиям к используемым и перспективным изделиям. Показаны преимущества разработанных покрытий при сборке сопрягаемых деталей, где несущая способность узлов и их износ во многом зависят от микро-наногеометрии поверхностного слоя и размеров опорных поверхностей. Приведены примеры использования химико-механических покрытий.*

**Ключевые слова:** комбинированные методы, химико-механические покрытия, сборка, сопрягаемые поверхности, ресурс.

*The new direction of the combined processing in mechanical engineering is considered — receiving high-resource chemical and mechanical coverings conforming to operational requirements to the existing and perspective products of mechanical engineering. Benefits of developed coverings in case of assembly of the interacting details are shown, where the bearing ability of assemblies of parts and their wear strongly depend from micro and nanogeometry of a surface and its sizes. Examples of use of chemical and mechanical coverings are given.*

**Keywords:** combined methods, chemical and mechanical coverings, assembly, interfaced surfaces, resource.

### Введение

Нанесение высокоресурсных химико-механических покрытий осуществляют с помощью одновременных химического [1] и виброволнового [2, 3] механического воздействий. Формируемые при этом комбинированные покрытия [4] обеспечивают получение новых эксплуатационных характеристик, как правило, недостижимых при использовании ранее созданных видов покрытий, определяющих качество изделий после сборки.

### Динамика образования микроповерхности покрытия

В качестве примера рассмотрим формирование вибрационного химико-механического оксидного покрытия (ВиХМОП). Оно происходит по следующей схеме:

в результате химического воздействия на растущую оксидную пленку на выступах и впади-

нах рельефа происходят ее разрыхление и растворение с одновременным пассивированием;

в процессе соударения частиц рабочей среды с поверхностью детали на выступах рельефа происходят разрыхление и локальное удаление пассивной пленки, в то время как впадины по-прежнему подвергаются только химическому воздействию;

при многократном (вибрационном) взаимодействии частиц рабочей среды с поверхностью оксидной пленки в условиях химического воздействия происходит постепенное сглаживание микро-нанопрофиля.

3D-визуализация исходной поверхности (рис. 1) показывает, что на поверхности размером 50×50 мкм присутствуют два острых пика, характеризующих шероховатость покрытия — светлые участки высотой  $z = 40...50$  мкм. Остальные выступы имеют такую же форму, но высоту 10...25 мкм и занимают около 90 % площади.

Анализ поверхности ВиХМОП позволяет выявить этапы его формирования и изменения по-

верхности в процессе роста толщины покрытия. Так, для алюминиевого сплава на первом этапе (время обработки 5 мин) происходит формирование пленки гидроксида по всей поверхности образца (рис. 2). Морфологическая структура покрытия имеет вертикально ориентированные микронеровности, формирующие микрогеометрию рельефа контактных поверхностей, сопрягаемых при сборке деталей.

На фронтальном изображении поверхности покрытия, приведенном на рис. 3, показано, что она значительно отличается от поверхности исходного образца. Здесь сформировались неровности произвольной формы, имеющие более светлый тон.

На втором этапе (6...20-я минуты обработки) образуются структуры, состоящие из ячеек гидроксида алюминия, сросшихся между собой. Морфологическая структура поверхности покрытия имеет три сросшихся ячейки размером

10 мкм. На их поверхности образовались острые выступы размером 100 нм (рис. 4).

Фронтальное изображение морфологии поверхности гидрооксидной пленки показывает, что размеры переходов между сросшимися ячейками составляют 5...20 мкм. Это также определяет профиль покрытия и несущую способность сопрягаемых поверхностей.

Исследования показали, что после 5 мин формирования покрытия поверхность изменилась: исчезли выпуклые зерна после механической обработки, волнистость приобрела периодически повторяющийся характер в виде контрастных светлых и темных участков размером 10,1 нм.

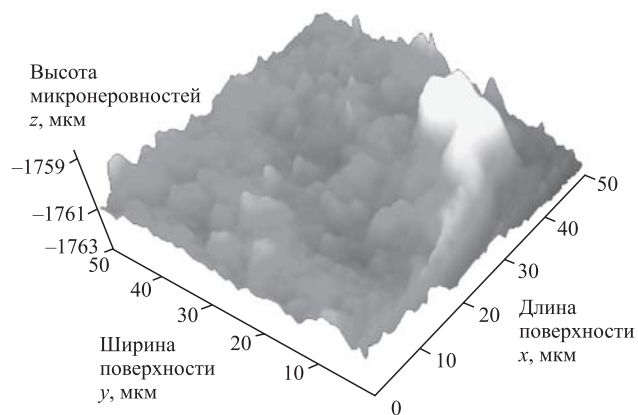


Рис. 1. 3D-визуализация исходной поверхности образца (площадка 50×50 мкм)

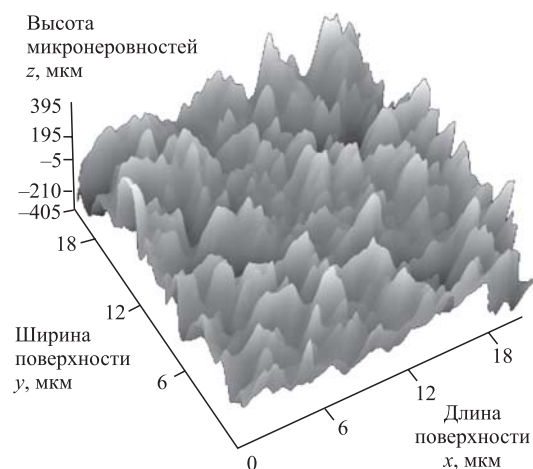


Рис. 2. 3D-визуализация поверхности ВиХМОП, сформировавшегося за 5 мин (площадка 20×20 мкм)

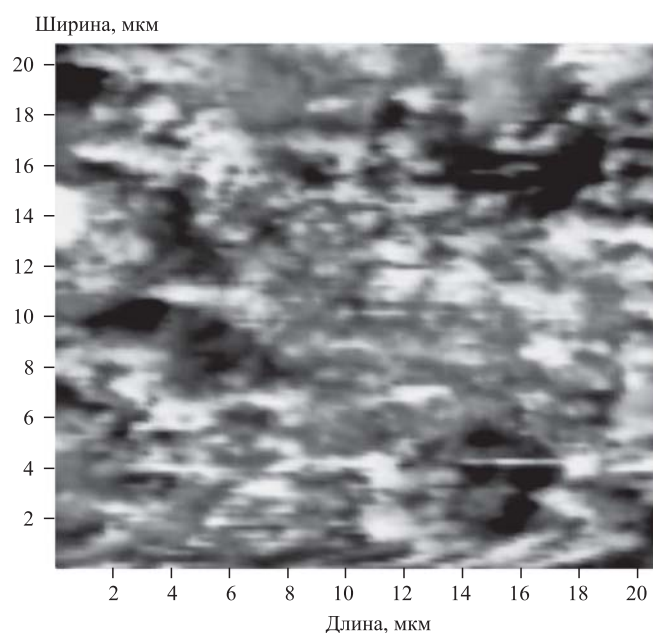


Рис. 3. Фронтальная поверхность оксидного покрытия (площадка 20×20 мкм; время обработки 5 мин)

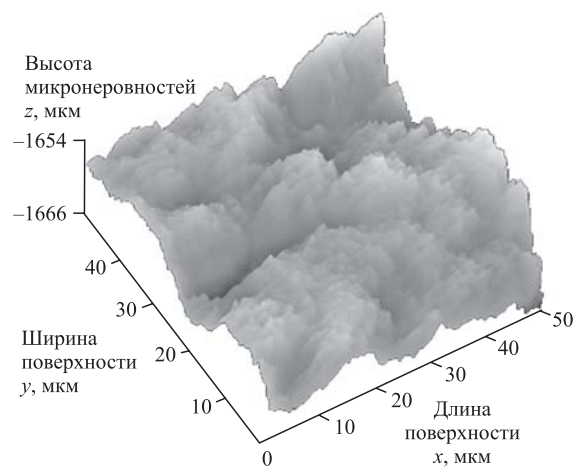
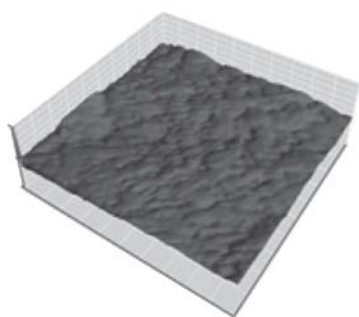


Рис. 4. 3D-визуализация поверхности ВиХМОП, сформировавшегося за 20 мин (площадка 50×50 мкм)

В конце процесса нанесения ВиХМОП (после 20 мин обработки) морфологическая структура поверхности покрытия на алюминиевом сплаве имеет периодически повторяющиеся ячейки неправильной формы размером около 50 нм, максимальной высотой 11,1 нм (рис. 5, а). Поверхность приобрела плавный, волнистый рельеф (рис. 5, б), что соответствует требованиям, предъявляемым к деталям в узлах трения. Профиль структуры микроповерхности имеет характерные размеры элементов нанорельефа и состоит из скругленных вершин с расстоянием 6...25 нм между ними.

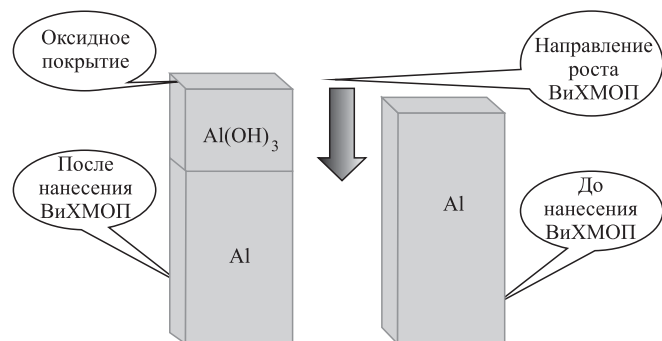


а)



б)

**Рис. 5. Поверхность ВиХМОП на алюминиевом сплаве:** а — внешний вид; б — 3D-визуализация поверхности



**Рис. 6. Динамика роста ВиХМОП**

Изображения, приведенные на рис. 5, показывают, что по мере формирования ВиХМОП изменяется не только микропрофиль, но и нанопрофиль поверхности. Так, изменилась максимальная высота неровностей, увеличилось число нановыступов и уменьшилось основание выступов.

### Изменение шероховатости и геометрии поверхности после формирования ВиХМОП

Так как рост оксидной пленки происходит за счет основного металла — алюминия (рис. 6), что приводит к изменению размера детали, представляет интерес определить потерю массы алюминия в процессе нанесения ВиХМОП. Подобные исследования позволяют установить динамику изменения толщины наносимого слоя, истинную толщину покрытия и размеры детали в конце операции. Это дает возможность при проектировании технологических процессов обеспечить высокую точность деталей с покрытием.

Опорная поверхность в процессе формирования покрытия увеличивается, так как увеличивается радиус закругления вершин выступов, что особенно проявляется на закаленных образцах, способных сопротивляться ударным нагрузкам в процессе формирования ВиХМОП.

### Изменение площади контактной поверхности сборочных единиц

Запись профилограмм поверхностей, покрытых дисульфидом молибдена, показывает, что они имеют ту же шероховатость, что и исходная поверхность, но острые пики на ней не наблюдаются. При этом выступы, видимые ранее, имеют более округлую форму, что обеспечивает большие площадки контакта сопрягаемых поверхностей. Эксплуатационные свойства этих элементов конструкций зависят от высоты микронеровностей и площади контакта сопрягаемых поверхностей после сборки изделия.

Проведенные исследования показали, что площадь контактных поверхностей оценивается суммарной площадью дискретных малых площадок диаметром от 3 до 50 мкм. Между площадками касания имеются микрополости, заполненные воздухом, продуктами изнашивания, химически активными растворами. В зонах касания в зависимости от механических свойств материалов контактных поверхностей будет происходить смятие микронеровностей или их внедрение в поверхность более мягкого тела. Тогда площадь контакта возрастает при увеличении нагрузки, уменьшении шероховатости поверхности и росте радиуса

закругления вершин ее неровностей. Увеличение упругих характеристик, предела текучести материала и высоты неровностей поверхностей вызывает уменьшение площади контакта.

### Использование ВиХМП в промышленности

Наиболее широкое распространение в промышленности получили твердосмазочные на базе дисульфида молибдена, защитные металлические (цинковые) и оксидные покрытия. Таким образом, в статье удалось охватить основную часть покры-

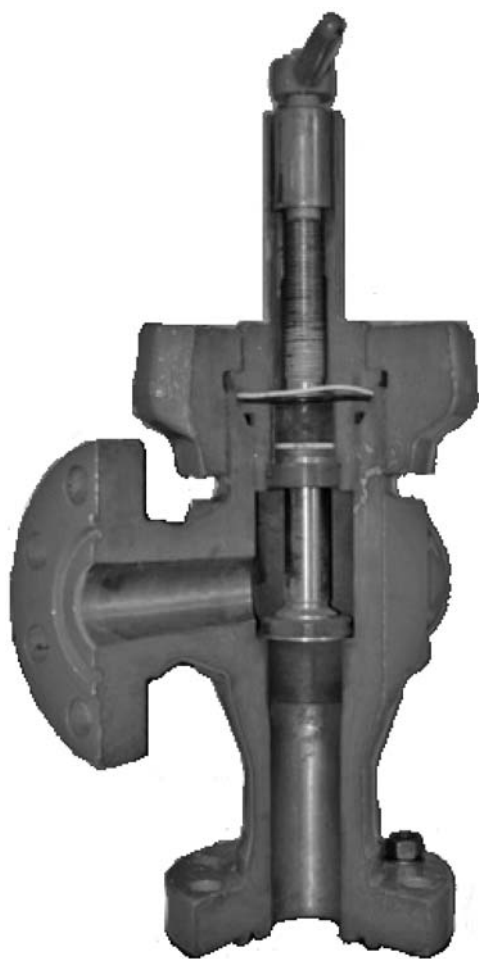


Рис. 7. Узлы трения в запорной аппаратуре

тий, определяющих качество сборочных единиц изделий современной и перспективной техники.

Приведенные результаты реализации технологии ВиХМОП однозначно подтверждают перспективность нового вида покрытий для использования в машиностроении.

На рис. 7 показано запорное устройство для изменения течения агрессивных сред, например нефтепродуктов или газов с большим содержанием серы при высоких перепадах давлений. Здесь темным тоном выделены износостойкие покрытия, определяющие износостойкость контактных пар.

### Заключение

Исследование процессов нанесения ВиХМП имеет большое прикладное значение, так как на многих производственных предприятиях до сих пор используют смазки, наносимые вручную кистью или с использованием краскопульты. Также вызывает интерес возможность нанесения дисульфида молибдена на оксидные покрытия, сформированные на титане, алюминии и его сплавах и других металлах. Исследование поверхности покрытия показали, что теоретические и практические выводы по формированию твердосмазочного ВиХМОП на микроуровне подтверждаются и на наноуровне.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Иванов В.В.** Вибрационные механохимические методы нанесения покрытий (оксидирование). Ростов н/Д: Изд. центр ДГТУ, 2007. 140 с.
2. **Бабичев А.П.** Основы вибрационной технологии. Ч. 1. Ростов н/Д: Изд. центр ДГТУ, 1993. 78 с.
3. **Бабичев А.П.** Основы вибрационной технологии. Ч. 2. Ростов н/Д: Изд. центр ДГТУ, 1994. 89 с.
4. **Смоленцев Е.В.** Проектирование электрических и комбинированных методов обработки. М.: Машиностроение, 2005. 511 с.
5. **Электрофизические** и электрохимические методы обработки материалов. В 2 т. Т. 1 / под ред. В.П. Смоленцева. М.: Высш. шк., 1983. 247 с.



**Леликов О.П.**

## **ПОДШИПНИКИ КАЧЕНИЯ.**

Справочник

2017. 667 с.

Цена 4000 руб.

Рассмотрено контактное взаимодействие деталей подшипника. Приведены общие технические требования, технические характеристики подшипников качения, рекомендации по конструированию, монтажу и обслуживанию подшипниковых узлов. Приведены также технические данные новых типов подшипников: класса исполнения Explorer, сенсорных, с керамическими телами качения, со встроенными защитными шайбами или уплотнениями, с электроизолирующими, противоизносными покрытиями. Приведена номенклатура современных российских и зарубежных подшипников.

Изложена новая методика расчета ресурса подшипников, позволяющая учесть возможную степень загрязнения смазочного материала, качество изготовления и габариты подшипника.

Большое внимание уделено конструкциям уплотнений подшипниковых узлов, схемам установки подшипников и конструктивному оформлению опор на валах и в корпусах.

Представленные материалы сопровождаются многочисленными примерами расчета.

Для инженеров-конструкторов и специалистов всех отраслей промышленности, может быть полезен также слушателям факультета повышения квалификации, студентам вузов.

---

### **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 "Иновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.  
Учредитель ООО "Иновационное 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 29.06.2017 г. Подписано в печать 16.08.17 г. Формат 60×88 1/8.

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

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

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

Сайт: [www.aov.ru](http://www.aov.ru)

## К сведению авторов журнала «Упрочняющие технологии и покрытия»

Объем статьи (текст статьи, рисунки, таблицы), предлагаемой к публикации, не должен превышать 12 страниц, напечатанных на белой бумаге (формата А4) на одной стороне листа через два интервала 12-м кеглем.

Все страницы в статье должны быть пронумерованы.

В редакцию предоставляется статья в электронном виде – файл (с расширением .doc или .pdf) с набором текста (шрифт Times New Roman) или распечатанная рукопись (на белой бумаге (формата А4) на одной стороне листа).

Электронная версия может быть выслана по e-mail: utp@mashin.ru

### Требования к оформлению статьи

#### 1. Обязательно должны быть представлены сведения об авторах:

- Ф.И.О.;
- ученая степень и звание (если есть);
- место работы;
- должность;
- адреса и телефоны (домашний и служебный), факс;
- E-mail.

*Названия учреждений, в которых выполнялись исследования, необходимо раскрывать полностью, указывать город.*

#### 2. Обязательно представлять на русском и английском языках:

- фамилии, имена и отчества авторов, название учреждения, в котором выполнялось исследование;
- название статьи;
- аннотацию к статье;
- ключевые слова.

#### 3. Начало статьи должно быть оформлено по следующему образцу:

- УДК (Индекс статьи по Универсальной десятичной классификации <http://teacode.com/online/udc/>);
- авторы (с указанием ученой степени);
- полное название учреждения, в котором выполнялось исследование;
- город;
- страна (для иностранных авторов).

*Ссылку на гранты необходимо обозначать звездочкой (\*) на первой странице.*

#### 4. Формулы, буквенные обозначения (прописные и строчные, латинского (не готического) и греческого алфавитов), цифры, знаки и их расположение должны быть четкими и различимыми.

Для набора формул и буквенных обозначений следует использовать программу MathType или редактор формул Equation в офисном редакторе Microsoft Office Word.

#### 5. После текста должен быть приведен список литературы, используемой при написании статьи.

Составляется список по порядку ссылок в тексте и оформляется по ГОСТ 7.0.5–2008. Ссылки на иностранную литературу следует писать на языке оригинала без сокращений. Количество литературных источников не должно превышать пяти наименований. Допускаются ссылки на литературу не ранее 2000 г. выпуска (при необходимости ссылку на более "старый" источник литературы приводят непосредственно в тексте).

#### 6. Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов (с расширением .doc, .tiff, .pdf, jpeg 600 dpi), размер не должен превышать 186 мм.

Рисунок должен быть четким и иметь подрисуночную подпись. Подрисуночные подписи следует представлять отдельным списком. Объяснение рисунков и фотографий в тексте и подписи к ним должны соответствовать содержанию рисунков.

*Данные таблиц и рисунков не должны дублировать текст!*

#### Все статьи, поступающие в редакцию, проходят рецензирование.

В случае отклонения статьи редакционным советом журнала редакция оставляет за собой право сообщать автору о решении ред. совета без предоставления рецензии.

**Материалы, присланные в редакцию, обратно не высылаются**

**Плата за публикацию статей не взимается**

