

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 16
2020
№ 6 (186)
ИЮНЬ

Издается с января 2005 г.

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

Председатель редакционного совета

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

Заместитель главного редактора

д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:

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

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.

В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.

С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.

В.Е. ГРОМОВ, д.ф.-м.н., проф.

С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.

Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.

Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.

В.П. КУЗНЕЦОВ, д.т.н., проф.

В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.

В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.

Е.Д. МАКАРЕНКО

Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.

Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.

Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.

В.В. СЛЕПЦОВ, д.т.н., проф.

В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.

А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.

Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.

В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.

В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.

М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Ян СУХАНЭК

Мариан СЧЕРЕК

Войтек ХОМИК

Редакция:

О.С. ЛУКАШЕНКО

А.В. ОРЛОВА

Е.А. СЕРИКОВА

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

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

СОДЕРЖАНИЕ



ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Никонова А.М., Бараникова С.А. Оценки деформируемости металлов 243
Щедрин А.В., Игнаткин И.Ю., Чихачёва Н.Ю. Исследование влияния типа технологической смазки и параметров поверхностного слоя инструмента на характеристики методов многозубого дорнования отверстий 246



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

- Болобов В.И., Бочков В.С., Ахмеров Э.В., Плащинский В.А., Кривокрысенко Е.А. О влиянии поверхностного упрочнения на ударно-абразивную износостойкость стали Гадфильда 252
Рахимянов Х.М., Гилета В.П., Самуль А.Г. Обеспечение микрогеометрического состояния поверхности деталей, выполненных из пластичных материалов, ультразвуковой обработкой 256



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Архипов В.Е., Муравьёва Т.И., Пугачев М.С., Щербакова О.О. Структура и свойства газодинамических покрытий и оценка использования их в парах трения скольжения 260
Злоказов М.В., Коротков В.А. О практическом применении плазменной и лазерной закалки 266
Чудина О.В. Принципы создания высокопрочных покрытий для трибосопряжений 272



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

- Копылов Ю.Р., Толчеев А.В., Горожанкина О.В. Электрогальваномеханическое восстановление изношенных шеек крупногабаритных коленчатых валов толстым слоем железа с послойным упрочнением 277



УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ

- Атлуханова Л.Б., Козлов Г.В. Зависимость степени усиления нанокомпозитов полимер/углеродные нанотрубки от структуры нанонаполнителя и молекулярных характеристик полимерной матрицы 282

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

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

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 16
2020
№ 6 (186)
June

Since 2005, January

Editor-in-Chief

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

Chair of Editorial Council

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

Editorial Assistant

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

Chairman Assistants:

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

Editorial council:

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

Edition:

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

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

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

CONTENTS



GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

- Nikonova A.M., Barannikova S.A.** Evaluation of metals deformability 243
Shchedrin A.V., Ignatkin I.Yu., Chikhacheva N.Yu. Study of effect of technological
lubricant type and parameters of tool surface layer on characteristics of multitoothed
mandrelling methods of holes 246



MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

- Bolobov V.I., Bochkov V.S., Akhmerov E.V., Plashchinsky V.A., Krivokrisenko E.A.**
On effect of surface hardening on impact and abrasive wear resistance of Hadfield
steel 252
Rakhimyanov Kh.M., Gileta V.P., Samul' A.G. Assurance of microgeometric state of
parts surface made of plastic materials by ultrasonic machining 256



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Arkhipov V.E., Murav'eva T.I., Pugachev M.S., Shcherbakova O.O.** Structure and pro-
perties of gas-dynamic coatings and evaluation of their use in sliding friction pairs 260
Zlokazov M.V., Korotkov V.A. On practical application of plasma and laser hardening 266
Chudina O.V. Principles for creation of high-strength coatings for friction units 272



PROCESSING BY COMBINED METHODS

- Kopylov Yu.R., Tolcheev A.V., Gorozhankina O.V.** Electro galvanic-mechanical res-
toration of worn-out necks of large crankshafts by thick layer of iron with layer-by-layer
hardening 277



STRENGTHENING NANOTECHNOLOGY

- Atlukhanova L.B., Kozlov G.V.** Dependence of reinforcement degree of nanocompo-
sites polymer/carbon nanotubes on nanofiller structure and molecular characteristics of
polymer matrix 282

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

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian
Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses according
to groups of science specialty: 05.02.07 – Technology and equipment of mechanical
and physical-technique processing; 05.02.08 – Mechanical-engineering technology;
05.05.03 – Wheeled and crawler machines; 05.05.06 – Mining machines; 05.16.01 – Metal
science and heat treatment of metals and alloys; 05.16.05 – Metal pressure treatment;
05.16.06 – Powder metallurgy and composite materials,
Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform



¹А.М. Никонова, ^{1, 2}С.А. Баранникова

(¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,

²Томский государственный архитектурно-строительный университет)

E-mail: zharmukhambetova@gmail.com

Оценки деформируемости металлов*

Исследованы закономерности деформационного поведения металлов, определяемые в стандартных испытаниях на одноосное растяжение. Проанализировано распределение металлов различных классов прочности по сопротивлению деформации. При этом учтено, что в термодинамическом аспекте процесс деформации является диссипативным эффектом, поэтому основой для оценки критериев деформируемости металлов служила работа деформирования, определяемая площадью диаграммы растяжения. Установлено, что удельная работа сосредоточенной деформации, нормированная на соответствующую деформацию, линейно возрастает с увеличением прочности. В прикладном аспекте численные значения критерия податливости можно использовать для прогнозирования поведения материалов различных классов прочности при механической обработке (давлением и резанием) или в процессе эксплуатации.

Ключевые слова: энергия деформации, прочность, пластичность, растяжение, металлы.

The laws of the deformation behavior of metals, determined by carrying out standardized uniaxial tensile tests are studied. The distribution of various strength class metals by strain resistance is analyzed. It is taken into account that in the thermodynamic aspect the deformation process is dissipative effect, therefore, the deformation work, determined by the area of the tension diagram, serves as basis for assessing of the metals deformability criteria. It is found that the normalized specific work of deformation increases linearly with increasing strength. In the applied aspect, the numerical values of the compliance criterion can be used to predict the behavior of various strength class materials during mechanical processing (metal forming and cutting) or operation.

Keywords: deformation energy, strength, plasticity, tensile, metals.

Введение

Расчетные методы оценки напряженно-деформированного состояния материалов и изделий из них зачастую оказываются сложными при решении задач о распределении напряжений и деформаций в образцах или реальных изделиях сложной формы в тех случаях, когда материал имеет внутреннюю структуру. Эта структура может меняться в ходе деформации за счет последовательных процессов образования и релаксации концентраторов напряжений. В результате механических испытаний получают кривые растяжения, которые каче-

ственно и количественно характеризует реакцию материала на нагружение, и определяют показатели прочности и пластичности материалов. Информация о прочностных показателях материалов может представлять интерес для инженеров при выборе материала по его физико-механическим показателям, а также для исследователей. Это объясняет разносторонний интерес к проблеме оценки механических характеристик по кривым нагружения и требует унификации способов обработки кривых пластического течения.

Цель работы — исследование закономерностей деформационного поведения металлов, определяемых в стандартных испытаниях на одноосное растяжение.

Основой для оценки критериев деформируемости металлов является работа деформирования, определяемая площадью диаграммы растяжения.

* Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных Академий наук на 2013—2020 годы, направление III.23.

Методика эксперимента

Механические испытания на одноосное растяжение были проведены на испытательной машине "Instron-1185" при постоянной скорости перемещения подвижного захвата $v_m = 0,2$ мм/мин на ряде металлов и сплавов (Cu; γ -Fe; Ni; Sn; Nb; Zn; Mg; V; α -Fe; Zr; Al; Ti; Mo) с различными характеристиками прочности и пластичности. Кривые нагружения исследуемых материалов представлены на рис. 1. Деформация металла (изменение формы и размеров) в термодинамическом представлении является диссипативным процессом, т.е. представляет собой переход части кинетической энергии от внешнего механического воздействия нагружающего устройства во внутреннюю энергию деформируемого металла с формированием определенной внутренней структуры [1–3]. При этом количество энергии, поглощенной при деформации, определяется работой деформации, а темп поглощения определяет сопротивление металла деформированию [4]. При испытании растяжением работа деформации численно равна площади, заключенной между диаграммой растяжения и осью абсцисс, и является суммой работ упругой и пластической деформации.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Кривые растяжения (см. рис. 1), полученные в результате механических испытаний, подвергли компьютерной обработке с аппроксимацией графиков в виде многочленов четвертого порядка $\sigma_i = a_0 + a_1\Delta\varepsilon_i + a_2\Delta\varepsilon_i^2 + a_3\Delta\varepsilon_i^3 + a_4\Delta\varepsilon_i^4$, используя

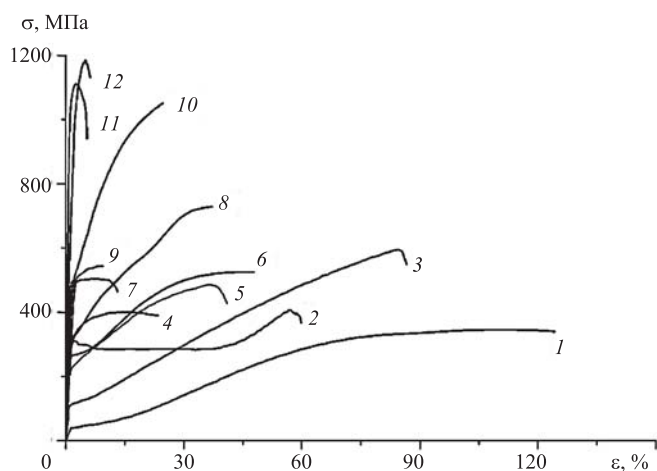


Рис. 1. Деформационные кривые исследованных материалов:
1 – Cu; 2 – γ -Fe; 3 – Ni; 4 – Sn; 5 – Nb; 6 – Zn; 7 – Mg; 8 – V; 9 – α -Fe; 10 – Zr; 11 – Al; 12 – Ti; 13 – Mo

для этого не менее 15 точек. Полученный многочлен использовали как подинтегральную функцию при вычислении интегральной площади для вычисления работы деформации. Установлена обратно пропорциональная зависимость работы деформации на участке равномерной пластической деформации от отношения предела текучести к пределу прочности исследуемых материалов с коэффициентом корреляции 0,83 (рис. 2).

Для оценки механической деформируемости металлов определяли работу деформации $A_{\text{равн}}$ на участках кривых нагружения равномерной пластической деформации (от предела текучести до предела прочности материалов), отнесенную к объему $V_{\text{деф}}$ деформируемого материала, рассчитанному в виде произведения начальных значений площади и рабочей длины каждого образца. Тем самым определяли значения удельных работ равномерной пластической деформации

$$\alpha_{\text{равн}} = A_{\text{равн}}/V_{\text{деф}}$$

Удельная работа деформации отражает деформируемость материала в виде предельной для данного металла работы, необратимой для формоизменений на отдельных этапах [4], и в этом качестве она фактически количественно отражает диссипацию энергии. Другим отражением деформируемости материала может являться "податливость", предложенная в работе [5] как сопротивление деформации при ее возрастании от внешнего механического воздействия. Это качество металла определяется как отношение удельной работы к соответствующей степени деформации до пре-

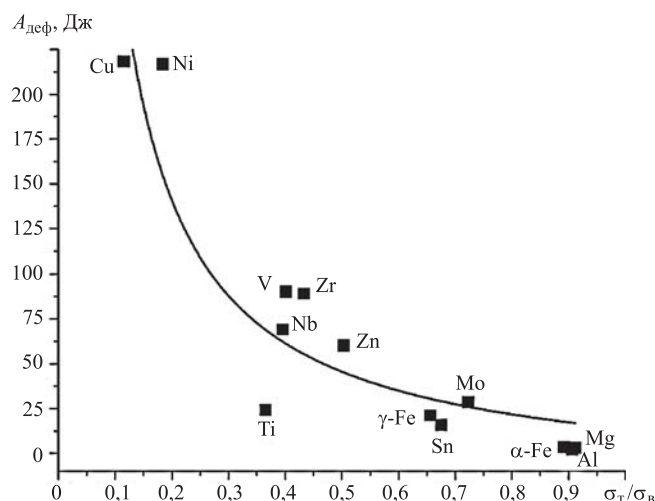


Рис. 2. Зависимость работы деформации от отношения предела текучести к пределу прочности

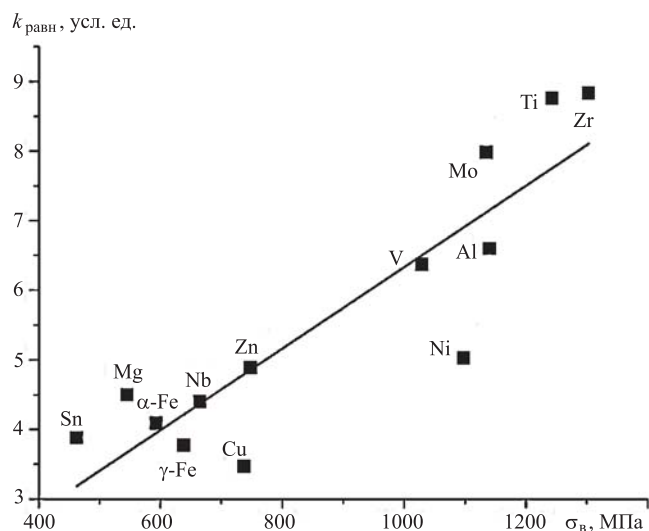


Рис. 3. Корреляционная связь между $k_{равн}$ и пределом прочности σ_b

дела прочности $k_{равн} = \alpha_{равн}/\epsilon_b$, которое фактически характеризует темп диссипации энергии при одноосном растяжении.

Установлена линейная зависимость между нормированной удельной работой $k_{равн}$ и пределом прочности исследуемых металлов σ_b с высоким коэффициентом корреляции 0,9 (рис. 3). В качестве условных единиц измерения коэффициента $k_{равн}$ принимается количество удельной энергии (мДж/мм³), требуемое для увеличения деформации при растяжении на 1 %.

Результаты испытания на растяжение

Металл	$\sigma_{0,2}$	σ_b	ϵ_b	ϵ_k	$A_{деф},$ Дж	$\alpha_{равн},$ мДж/мм ³	$k_{равн},$ усл.ед.
	МПа						
Mg	471,4	545,4	0,078	0,124	3,10	35,3	4,50
Al	1021	1140	0,025	0,053	2,01	16,8	6,60
Ti	431,1	1243	0,049	0,060	24,10	43,1	8,76
V	332,4	1029	0,309	0,315	90,07	197,2	6,37
α -Fe	493,4	593	0,087	0,097	3,39	35,4	4,09
γ -Fe	269,9	638,5	0,451	0,469	21,02	170,3	3,77
Ni	110,9	1098	0,612	0,624	216,68	308,1	5,03
Cu	40,5	737	0,757	0,807	218,15	262,8	3,47
Zn	268,1	748,1	0,341	0,391	59,94	166,7	4,89
Zr	465,2	1303	0,218	0,242	89,02	192,4	8,83
Nb	161,2	664,5	0,315	0,344	69,31	138,5	4,40
Mo	678,6	1135	0,216	0,225	28,59	172,6	7,98
Sn	271,8	462,2	0,145	0,210	15,81	56,4	3,88

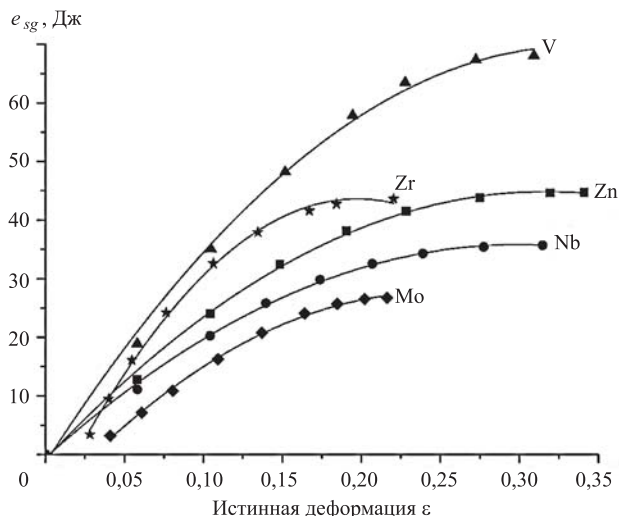


Рис. 4. Зависимость накопленной энергии от истинной деформации

В таблице приведены экспериментально полученные величины, а также рассчитанная удельная работа и ее нормированное значение для всех исследованных металлов.

По графикам напряжение—деформация можно рассчитать также величину накопленной энергии. В работе [6] показано, что геометрический анализ кривой зависимости напряжения от деформации позволяет определить часть энергии, связанную с неоднородной пластической деформацией. На рис. 4 приведен график зависимости рассчитанных значений накопленной энергии от истинной деформации для ряда исследованных металлов [7]. Линиями представлены аппроксимации графиков в виде многочленов второго порядка $e_{sg_i} = a_0 + a_1\Delta\epsilon_i + a_2\Delta\epsilon_i^2$, используя для этого не менее 8 точек.

Заключение

В результате проведенных исследований выполнен анализ распределения материалов различного класса прочности по сопротивлению деформации. При этом для исследованных материалов, применяемых для изготовления изделий различного конструкционного назначения, диапазон предела текучести составлял 40...1050 МПа, предела прочности 460...1240 МПа.

Установлено, что удельная работа сосредоточенной деформации $k_{равн}$, нормированная на соответствующую деформацию, линейно возрастает с увеличением прочности. В прикладном аспекте численные значения $k_{равн}$ можно использовать для прогнозирования распределения материалов различной прочности по поведению в эксплуатации и

механической обработке (давлением и резанием). Металлы, деформация которых сопровождается повышенной удельной работой, являются более работоспособными в эксплуатации и более технологичными при обработке давлением, но менее технологичными при обработке резанием. При этом металлы, характеризующиеся высокими значениями критериев податливости, также являются более работоспособными в эксплуатации, но менее технологичными как при обработке давлением, так и при обработке резанием. Причем прогнозируемые условия обработки давлением должны обеспечивать механическое воздействие на металл, не приводящее к локализации деформации, тогда как для резания требуется разрушение (с предварительной локализацией). Поэтому в случае обработки давлением в роли характеристики технологичности выступает коэффициент $\kappa_{\text{равн}}$. Учитывая широкий диапазон прочности материалов, критерий деформируемости на рис. 3 можно считать достаточно универсальным для черных и цветных металлов и оценивать величину $\kappa_{\text{равн}}$ по известным значениям предела прочности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Костина А.А., Баяндин Ю.В., Плехов О.А. Моделирование процесса накопления и диссипации энергии при пластическом деформировании металлов // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. С. 44—48.
2. Пашинская Е.Г., Ткаченко В.М., Завдоев А.В. Диссипация энергии при растяжении стали Ст3, полученной интенсивной пластической деформацией путем прокатки со сдвигом // Физика и техника высоких давлений. 2016. № 1. С. 20—26.
3. Бугров Ю.В. Определение удельной работы пластической деформации при растяжении металлов // Заводская лаборатория. Диагностика металлов. 2012. № 3. С. 66—68.
4. Глинер Р.Е. и др. Оценки механической деформируемости сталей различной прочности с позиций энергетической диссипации // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 9. С. 739—744.
5. Смирнов-Аляев Г.А. Сопrotивление материалов пластическому деформированию. Л.: Машиностроение, 1978. С. 54.
6. Oliferuk W., Maj M. Stress-strain curve and stored energy during uniaxial deformation of polycrystals // European Journal of Mechanics — A/Solids. 2009. Vol. 28. Iss. 2. P. 266—272.
7. Zharmukhambetova A.M., Barannikova S.A. Estimates of metal deformability // MATEC Web of Conferences. 2019. Vol. 297. P. 05002.

УДК 621.787

DOI: 10.36652/1813-1336-2020-16-6-246-251

А.В. Щедрин, И.Ю. Игнаткин

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

Н.Ю. Чихачёва

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

Исследование влияния типа технологической смазки и параметров поверхностного слоя инструмента на характеристики методов многозубого дорнования отверстий

Экспериментально исследованы закономерности изменения сил дорнования и геометрических параметров качества получаемых отверстий в зависимости от типа технологической смазки и параметров поверхностного слоя инструмента, реализующего схему последовательного многозубого дорнования.

Ключевые слова: технологическая смазка, регулярный микрорельеф, силы дорнования, качество обработки.

The regularities of the change in the mandrelling forces and the geometric quality parameters of the obtained holes depending on the type of technological lubricant and the parameters of the tool surface layer that implements the scheme of sequential multi-tooth mandrelling are experimentally studied.

Keywords: technological lubricant, regular microrelief, mandrelling forces, processing quality.

Как показывает системный структурно-параметрический анализ методов дорнования отверстий — тип технологической смазки, а также технология ее применения являются эффективными способами воздействия на обрабатываемый материал [1—6]. В настоящее время методы дорнова-

ния отверстий системно совершенствуются за счет регуляризации поверхностного слоя инструмента [7—11]. При этом в научно-технической литературе отсутствует сравнительная информация о влиянии типа технологической смазки и параметров регулярного поверхностного слоя инструмента на

характеристики методов последовательного многозубого (многоциклового) дорнования отверстий.

Для устранения данного информационного пробела были проведены данные экспериментальные исследования. В качестве экспериментальных образцов-заготовок использовали полые цилиндры из стали марки 40Х (186 НВ) наружным диаметром 60 мм и высотой 40 мм. Предварительная обработка отверстий образцов-заготовок — растачивание с параметром шероховатости $Ra_3 = 1,4...5,0$ мкм и размерной точностью в диапазоне 10...30 мкм. Обрабатывающий инструмент — сборная дорн-прошивка со сменными деформирующими элементами из быстрорежущей стали Р6М5 [8].

Деформирующие элементы имели следующие параметры: диаметр по калибрующей ленточке $D_{л} = 20,04...20,34$ мм, угол рабочего и обратного конуса 5° , ширина калибрующей ленточки $L_{л} = 7$ мм. Регулярный микрорельеф (РМР) воздействующих поверхностей деформирующих элементов выполняли алмазным выглаживателем на исходном иррегулярном микрорельефе (ИМР), полученном шлифованием с полировкой, в виде однозаходных винтовых канавок радиусом 1,5 мм, шагом $\text{Ш}_к = 0,5$ и 1 мм и первоначальной глубиной на участке калибрующей ленточки $\Gamma_k = 8$ и 20 мкм [7, 8, 11]. Нулевые параметры РМР ($\Gamma_k = \text{Ш}_к = 0$) условно соответствуют исходному ИМР. Продольные профилограммы калибрующих ленточек деформирующих элементов представлены на рис. 1.

Дорнование отверстий образцов-заготовок выполняли на вертикальном гидравлическом прессе с номинальной скоростью рабочего хода 4 м/мин. В качестве технологических смазок использовали жидкую смазку — сульфозфрезол и твердую смазку — СБГ, представляющую собой смесь мелкодисперсного графита и быстротвердеющего бакелитового лака. Номинальную суммарную деформацию отверстий образцов-заготовок варьировали в диапазоне $\Sigma i_n < 0,4$ мм через интервал $i_n = 0,1$ мм.

На рис. 2—4 представлены характерные осциллограммы суммарной силы дорнования F_d . Их сравнительный анализ свидетельствует о существенном влиянии типа технологической смазки, характера и параметров микрогеометрии воздействующей поверхности деформирующих элементов (см. рис. 1). Для объективной оценки характе-

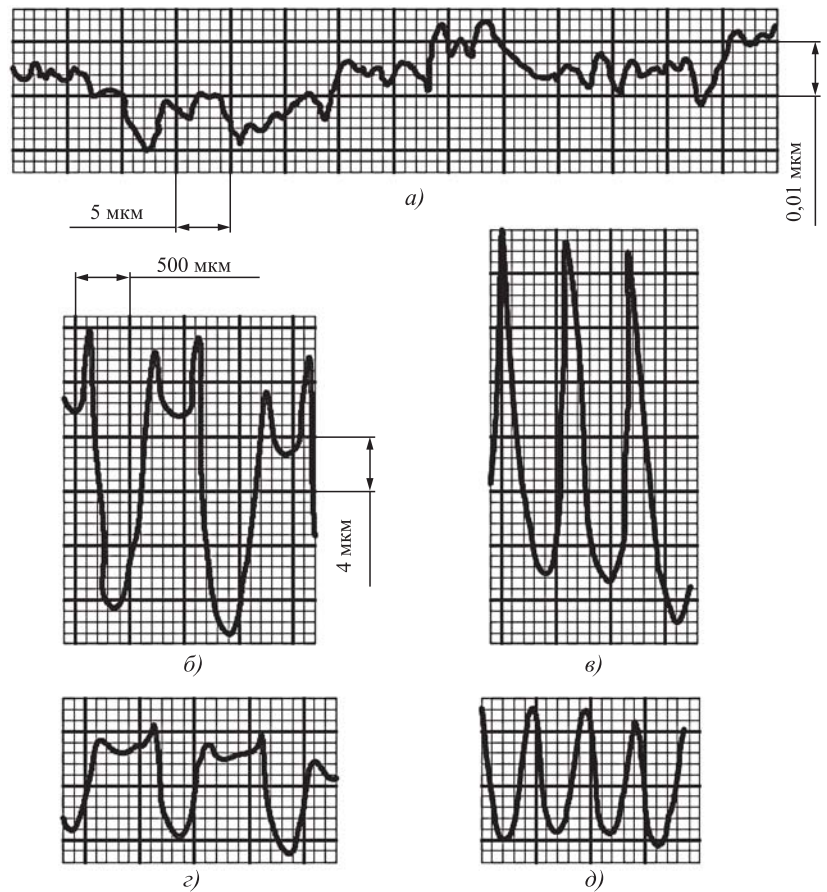


Рис. 1. Продольные профилограммы калибрующих ленточек деформирующих элементов экспериментального инструмента:
 а — $\Gamma_k = \text{Ш}_к = 0$; б — $\Gamma_k = 20$ мкм, $\text{Ш}_к = 1$ мм; в — $\Gamma_k = 20$ мкм, $\text{Ш}_к = 0,5$ мм; г — $\Gamma_k = 8$ мкм, $\text{Ш}_к = 1$ мм; д — $\Gamma_k = 8$ мкм, $\text{Ш}_к = 0,5$ мм

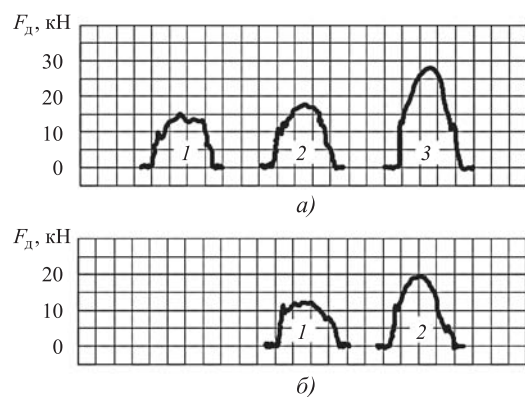


Рис. 2. Характерные осциллограммы суммарной силы дорнования отверстий образцов-заготовок инструментом с параметрами РМР (ИМР) $\Gamma_k = \text{Ш}_к = 0$:

а — технологическая смазка-сульфозфрезол: 1 — $i_\phi = \Sigma i_\phi = 0,091$ мм; 2 — $i_\phi = 0,071$ мм, $\Sigma i_\phi = 0,161$ мм; 3 — $i_\phi = 0,1$ мм, $\Sigma i_\phi = 0,261$ мм; б — технологическая смазка — СБГ: 1 — $i_\phi = \Sigma i_\phi = 0,165$ мм; 2 — $i_\phi = 0,1$ мм, $\Sigma i_\phi = 0,265$ мм

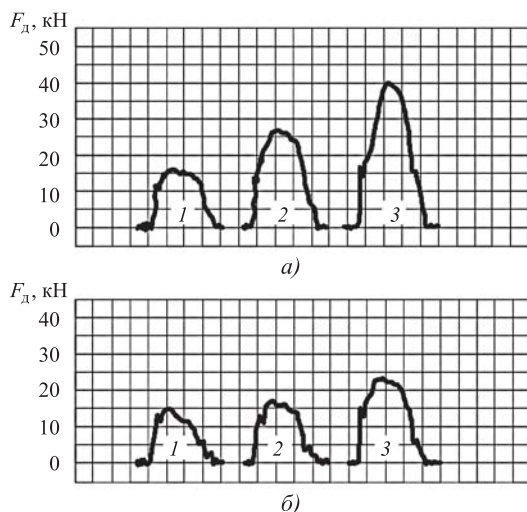


Рис. 3. Характерные осциллограммы суммарной силы дорнования отверстий образцов-заготовок инструментом с параметрами РМР $\Gamma_k = 8$ мкм, $\text{Ш}_k = 0,5$ мм:
a — технологическая смазка-сульфофрезол: 1 — $i_\phi = \Sigma i_\phi = 0,15$ мм; 2 — $i_\phi = 0,07$ мм, $\Sigma i_\phi = 0,22$ мм; 3 — $i_\phi = 0,11$ мм, $\Sigma i_\phi = 0,33$ мм; *б* — технологическая смазка — СБГ: 1 — $i_\phi = \Sigma i_\phi = 0,137$ мм; 2 — $i_\phi = 0,07$ мм, $\Sigma i_\phi = 0,207$ мм; 3 — $i_\phi = 0,11$ мм, $\Sigma i_\phi = 0,317$ мм

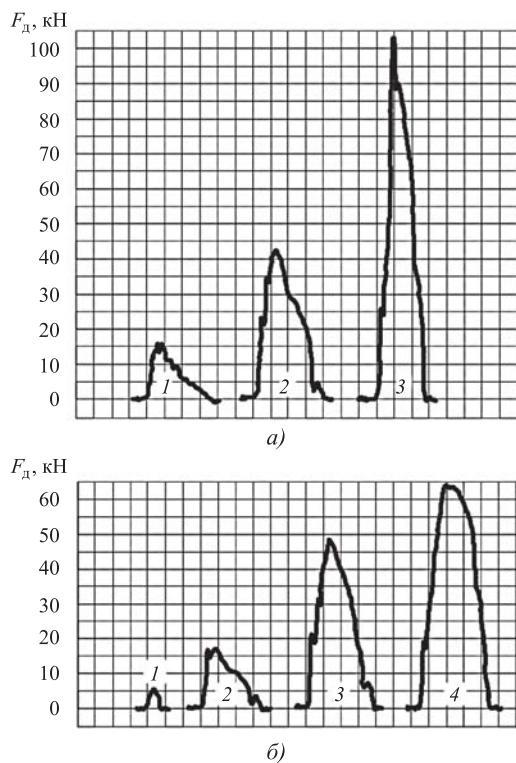


Рис. 4. Характерные осциллограммы суммарной силы дорнования отверстий образцов-заготовок инструментом с параметрами РМР $\Gamma_k = 20$ мкм, $\text{Ш}_k = 0,5$ мм:
a — технологическая смазка-сульфофрезол: 1 — $i_\phi = \Sigma i_\phi = 0,042$ мм; 2 — $i_\phi = 0,1$ мм, $\Sigma i_\phi = 0,142$ мм; 3 — $i_\phi = 0,1$ мм, $\Sigma i_\phi = 0,242$ мм; *б* — технологическая смазка — СБГ: 1 — $i_\phi = \Sigma i_\phi = 0,008$ мм; 2 — $i_\phi = 0,1$ мм, $\Sigma i_\phi = 0,108$ мм; 3 — $i_\phi = 0,1$ мм, $\Sigma i_\phi = 0,208$ мм; 4 — $i_\phi = 0,1$ мм, $\Sigma i_\phi = 0,308$ мм

ристик силовой динамики используем удельную (погонную) силу дорнования, Н/мм:

$$q_d = \frac{F_d}{\pi D_d}, \quad (1)$$

где F_d — сила дорнования, Н; D_d — диаметр деформирующего элемента по калибрующей ленточке, мм.

На рис. 5, 6 представлены зависимости удельной силы дорнования на каждом деформирующем элементе от суммарной фактической деформации отверстия образцов-заготовок Σi_ϕ .

Анализ показал, что чем больше глубина и меньше шаг канавок РМР, тем больше удельная и суммарная (см. рис. 1—4) сила дорнования. Это объясняется увеличением фактической площади контакта заготовки и инструмента. Дополнительно РМР с глубиной канавок $\Gamma_k = 20$ мкм помимо деформирования оказывает параллельное воздействие в режиме микрорезания, на наличие которого указывает образующаяся микростружка. Наибольший объем микростружки наблюдается у РМР с параметрами $\Gamma_k = 20$ мкм, $\text{Ш}_k = 0,5$ мм.

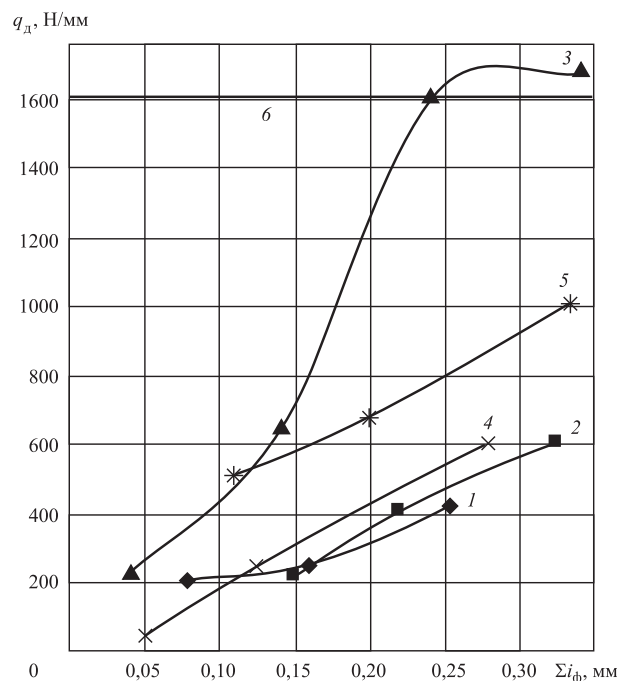


Рис. 5. Зависимость удельной силы дорнования на каждом деформирующем элементе от суммарной фактической деформации отверстия образца-заготовки и параметров РМР (смазка — сульфидфрезол):
 1 — ИМР ($\Gamma_k = \text{Ш}_k = 0$); 2 — РМР ($\Gamma_k = 8$ мкм, $\text{Ш}_k = 0,5$ мм); 3 — РМР ($\Gamma_k = 20$ мкм, $\text{Ш}_k = 0,5$ мм); 4 — РМР ($\Gamma_k = 8$ мкм, $\text{Ш}_k = 1$ мм); 5 — РМР ($\Gamma_k = 20$ мкм, $\text{Ш}_k = 1,0$ мм); 6 — адгезионное наростообразование на деформирующих элементах из-за переполнения канавок РМР микростружкой

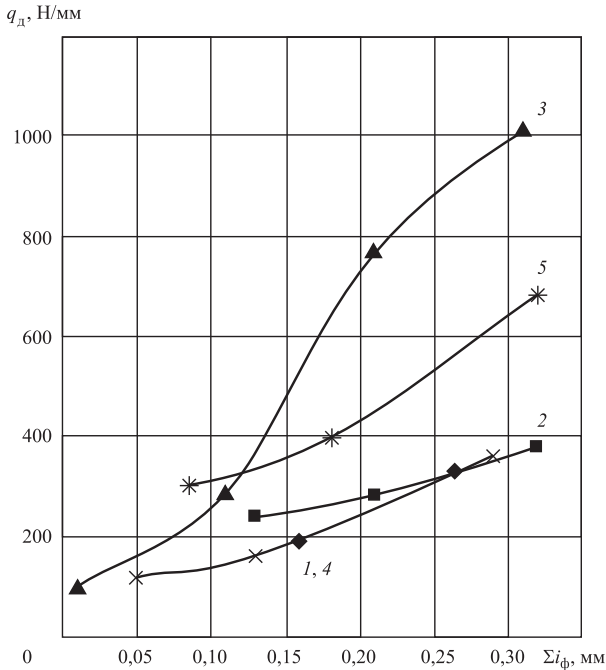


Рис. 6. Зависимость удельной силы дорнования на каждом деформирующем элементе от суммарной фактической деформации отверстия образца-заготовки и параметров РМР (смазка — СБГ):

1 — ИМР ($\Gamma_k = \text{Ш}_k = 0$); 2 — РМР ($\Gamma_k = 8 \text{ мкм}$, $\text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}$); 3 — РМР ($\Gamma_k = 20 \text{ мкм}$, $\text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}$); 4 — РМР ($\Gamma_k = 8 \text{ мкм}$, $\text{Ш}_k = 1 \text{ мм}$); 5 — РМР ($\Gamma_k = 20 \text{ мкм}$, $\text{Ш}_k = 1,0 \text{ мм}$)

При $\Sigma i_\phi > 0,242 \text{ мм}$ (смазка — сульфозфрезол, см. рис. 5) наблюдается адгезионное наростообразование на деформирующих элементах с таким типом РМР из-за переполнения его канавок микростружкой.

Причиной микрорезания является малый (10...200 мкм) продольный радиус при вершине микровыступов РМР с глубиной канавок $\Gamma_k = 20 \text{ мкм}$ (см. рис. 1) [8].

Меньшие удельные силы дорнования (см. рис. 6) при применении твердой технологической смазки СБГ объясняются ее высокой прочностью и вязкостью по сравнению с жидкой — сульфозфрезолом. В результате этого при деформировании в условиях применения СБГ реализуется гидродинамический режим трения, а при дорновании с сульфозфрезолом — граничный режим трения. Дополнительно, в более толстом, прочном и вязком слое смазки СБГ локализуется часть деформации микровыступов шероховатой поверхности образцов-заготовок, что приводит к уменьшению микрорезания и полному отсутствию адгезии.

На рис. 7, 8 представлены зависимости поля рассеяния диаметра отверстий образцов-деталей после дорнования [8]. Их анализ аналогично

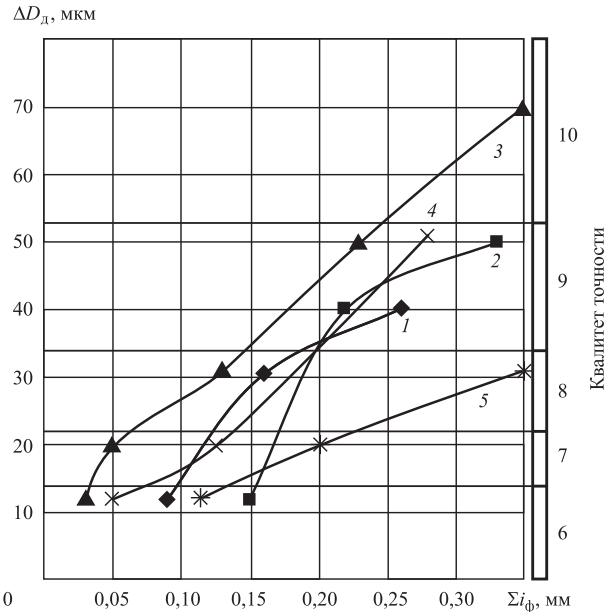


Рис. 7. Зависимость поля рассеяния диаметра отверстий образцов-деталей от суммарной фактической деформации и параметров РМР (смазка — сульфозфрезол):

1 — ИМР ($\Gamma_k = \text{Ш}_k = 0$); 2 — РМР ($\Gamma_k = 8 \text{ мкм}$, $\text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}$); 3 — РМР ($\Gamma_k = 20 \text{ мкм}$, $\text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}$); 4 — РМР ($\Gamma_k = 8 \text{ мкм}$, $\text{Ш}_k = 1 \text{ мм}$); 5 — РМР ($\Gamma_k = 20 \text{ мкм}$, $\text{Ш}_k = 1,0 \text{ мм}$)

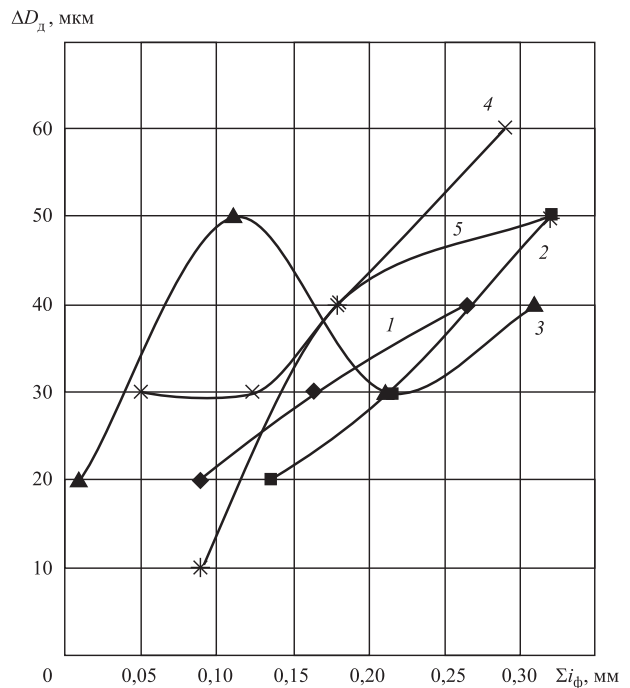


Рис. 8. Зависимость поля рассеяния диаметра отверстий образцов-деталей от суммарной фактической деформации и параметров РМР (смазка — СБГ):

1 — ИМР ($\Gamma_k = \text{Ш}_k = 0$); 2 — РМР ($\Gamma_k = 8 \text{ мкм}$, $\text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}$); 3 — РМР ($\Gamma_k = 20 \text{ мкм}$, $\text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}$); 4 — РМР ($\Gamma_k = 8 \text{ мкм}$, $\text{Ш}_k = 1 \text{ мм}$); 5 — РМР ($\Gamma_k = 20 \text{ мкм}$, $\text{Ш}_k = 1,0 \text{ мм}$)

свидетельствует о существенном влиянии типа технологической смазки, характера и параметров микрогеометрии воздействующих поверхностей инструмента на достигаемую размерную точность дорнованных отверстий. В частности, при применении твердой СБГ и за счет устранения адгезии обрабатываемого материала на инструменте с параметрами РМР $\Gamma_k = 20$ мкм, $\Pi_k = 0,5$ мм (см. рис. 5, 6), можно значительно уменьшить погрешность размера полученных отверстий (см. рис. 7, 8).

На рис. 9, 10 приведены зависимости коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхностей отверстий образцов-деталей [8]:

$$K(Ra) = \frac{Ra_3}{Ra_d}, \quad (2)$$

где Ra_3 , Ra_d — соответственно параметр шероховатости поверхности отверстий-заготовок до (расточивание) и после дорнования, или условно параметры шероховатости поверхности отверстий образцов-заготовок и образцов-деталей.

Их анализ показывает, что аналогично за счет типа технологической смазки, характера и парамет-

тров микрогеометрии воздействующих поверхностей инструмента, а также за счет изменения режима трения можно тонко, в широких пределах управлять параметрами качества поверхностного слоя по его шероховатости. Причем параллельное микрорезание РМР с глубиной канавок $\Gamma_k = 20$ мкм без образования адгезии (см. рис. 10) позволяет получить более высокое качество по шероховатости, чем при только деформирующем воздействии на обрабатываемый материал ($\Gamma_k = 0$, $\Gamma_k = 8$ мкм).

Более высокое качество поверхностного слоя отверстий по шероховатости объясняется тем, что по сравнению с ИМР каждый выступ РМР (см. рис. 1) является эффективным индентером, оказывающим дополнительное многоцикловое воздействие на обрабатываемый материал на микроуровне.

Полученные результаты расширяют информационную базу алгоритмических процедур "искусственного технологического интеллекта" и фундаментального инновационного направления "Трибология на основе самоорганизации" [1, 7, 12] для системного структурно-параметрического синтеза перспективных методов дорнования отверстий [13—21].

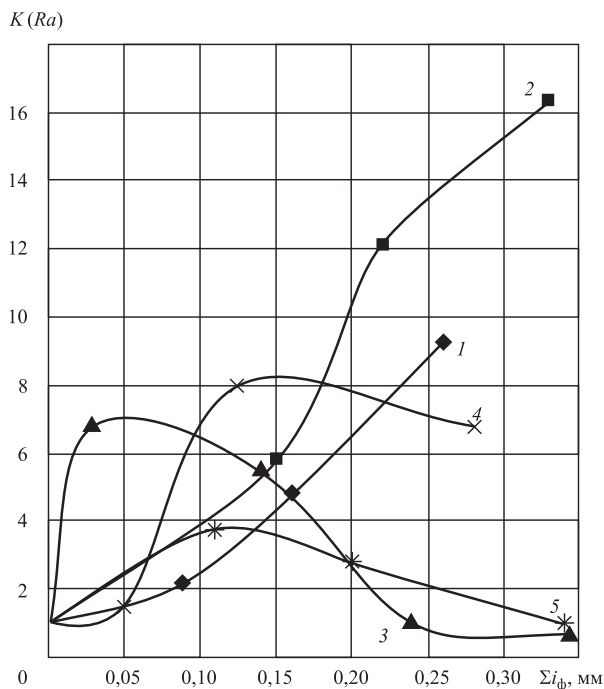


Рис. 9. Зависимость коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности отверстий образцов-деталей от суммарной фактической деформации и параметров РМР (смазка — сульфотрезол):

1 — ИМР ($\Gamma_k = \Pi_k = 0$); 2 — РМР ($\Gamma_k = 8$ мкм, $\Pi_k = 0,5$ мм); 3 — РМР ($\Gamma_k = 20$ мкм, $\Pi_k = 0,5$ мм); 4 — РМР ($\Gamma_k = 8$ мкм, $\Pi_k = 1$ мм); 5 — РМР ($\Gamma_k = 20$ мкм, $\Pi_k = 1,0$ мм)

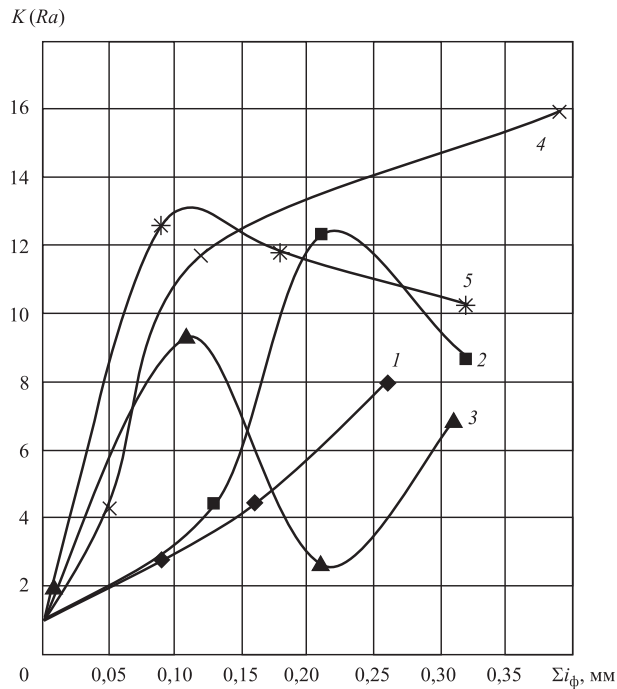
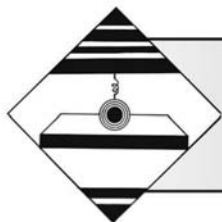


Рис. 10. Зависимость коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности отверстий образцов-деталей от суммарной фактической деформации и параметров РМР (смазка — СБГ):

1 — ИМР ($\Gamma_k = \Pi_k = 0$); 2 — РМР ($\Gamma_k = 8$ мкм, $\Pi_k = 0,5$ мм); 3 — РМР ($\Gamma_k = 20$ мкм, $\Pi_k = 0,5$ мм); 4 — РМР ($\Gamma_k = 8$ мкм, $\Pi_k = 1$ мм); 5 — РМР ($\Gamma_k = 20$ мкм, $\Pi_k = 1,0$ мм)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачёва Н.Ю.** Искусственный технологический интеллект как идеологическая основа всеобщей системы методов обработки материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 6. С. 20–26.
2. **Проскуряков Ю.Г., Романов В.Н., Исаев А.Н.** Объемное дорнование отверстий. М.: Машиностроение, 1984. 224 с.
3. **Сивцев Н.С.** Развитие теории и технологии дорнования отверстий в нестационарных условиях трения инструмента с заготовкой: дис. ... д-ра техн. наук. Ижевск: ИжГТУ, 2005. 298 с.
4. **Монченко В.П.** Дорнование отверстий в длинных гильзах и втулках. М.: НИИТавтопром, 1967. 112 с.
5. **Розенберг А.М., Розенберг О.А.** Механика пластического деформирования в процессах резания и деформирующего протягивания. Киев: Наукова думка, 1990. 320 с.
6. **Скворцов В.Ф., Арляпов А.Ю.** Дорнование глубоких отверстий малого диаметра. Томск: Изд-во ТПУ, 2005. 91 с.
7. **Щедрин А.В., Ульянов В.В., Бекаев А.А. и др.** Трибология как фундаментальная основа системного проектирования конкурентоспособных технологических объектов // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 4. С. 15–20.
8. **Щедрин А.В., Ульянов В.В., Бекаев А.А.** Повышение эффективности комбинированной обработки отверстий на основе регуляризации микрогеометрии поверхности рабочих элементов инструмента // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 6. С. 14–19.
9. **Щедрин А.В., Таненгольц А.Б.** Совершенствование характеристик инструмента для деформирующе-выглаживающего прошивания отверстий // Машиностроитель. 2002. № 11. С. 20–23.
10. **Щедрин А.В.** Совершенствование технологии применения смазывающе-охлаждающих сред в комбинированных методах обработки проката // Вестник машиностроения. 2006. № 10. С. 51–52.
11. **Щедрин А.В., Ульянов В.В., Бекаев А.А.** Комплексное исследование эффективности метода комбинированной прошивки отверстий с противодавлением технологической смазки // Технология машиностроения. 2009. № 9. С. 17–20.
12. **Гаркунов Д.Н., Мельников Э.Л., Бабель В.Г. и др.** Трибология на основе самоорганизации. Германия: LAMBERT, 2015. 245 с.
13. **Влияние** угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики методов комбинированного прошивания (протягивания) отверстий / А.В. Щедрин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 3. С. 20–24.
14. **Щедрин А.В., Алешин В.Ф., Бугаев А.М. и др.** Технологические возможности метода комбинированного дорнования отверстий инструментом с винтовой геометрией воздействующих поверхностей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2019. Т. 15. № 8. С. 342–347.
15. **Щедрин А.В.** Технологические возможности метода комбинированного прошивания отверстий с противодавлением металлоплакирующих смазок // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2016. № 9. С. 30–35.
16. **Щедрин А.В., Есов В.Б., Алешин В.Ф. и др.** Повышение эффективности комбинированного дорнования за счет регуляризации микрогеометрии поверхности отверстия обрабатываемой заготовки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 7. С. 314–317.
17. **Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Зинин М.А.** Оптимизация рецептуры металлоплакирующих смазок для комбинированного дорнования отверстий в заготовках из нешлифуемых цветных сплавов // Вестник машиностроения. 2012. № 9. С. 76–79.
18. **Щедрин А.В., Алёшин В.Ф., Бодарева А.В. и др.** Формулы для прогнозирования силы комбинированного дорнования отверстий инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности в условиях применения металлоплакирующих смазок // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2017. Т. 18. № 11. С. 518–522.
19. **Щедрин А.В., Кострюков А.А.** Применение триботехнологий на основе самоорганизации для системного совершенствования процессов холодного пластического деформирования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 11. С. 495–499.
20. **Воронцов А.Л.** Промышленное опробование результатов исследования совмещенного процесса редуцирования-дорнования // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2017. № 9. С. 3–10.
21. **Новое** научное открытие в трибологии на основе самоорганизации / А.В. Щедрин и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2019. № 6. С. 18–25.



¹В.И. Болобов, ²В.С. Бочков, ¹Э.В. Ахмеров, ¹В.А. Плащинский, ¹Е.А. Кривокрисенко
(¹Санкт-Петербургский горный университет,
²Уральский государственный горный университет, г. Екатеринбург)
E-mail: boloboff@mail.ru

О влиянии поверхностного упрочнения на ударно-абразивную износостойкость стали Гадфильда

На примере стали Гадфильда, как наиболее распространенного материала быстроизнашивающихся элементов рабочих органов горнодобывающего и горно-обогащающего оборудования, рассмотрено влияние поверхностного упрочнения пластической деформацией (наклепа) образцов на их стойкость к ударно-абразивному изнашиванию по магнитному железняку, как представителю абразивной и твердой породы. При изнашивании исходных образцов твердостью ~200 НВ и образцов, упрочненных с различной интенсивностью до твердости 300, 337 и 368 НВ, обнаружено, что в начальный период испытаний исходные образцы проходят стадию "самонаклепа" с увеличением твердости до ~250 НВ, которая при проведении дальнейших испытаний остается практически без изменений; твердость наклепанных образцов на протяжении всех испытаний существенно не изменяется. Установлено, что скорость ударно-абразивного изнашивания предварительно упрочненных образцов значительно (до 1,4 раза) ниже, чем исходных, не подвергнутых пластической деформации, и уменьшается с увеличением степени наклепа. Предварительное поверхностное упрочнение пластической деформацией может служить эффективным способом повышения срока службы быстроизнашивающихся рабочих органов горнодобывающего и горно-обогащающего оборудования.

Ключевые слова: сталь Гадфильда, ударно-абразивное изнашивание, предварительное упрочнение пластической деформацией, твердость поверхности, магнитный железняк.

On the example of Hadfield steel, as the most common material of fast-wearing parts of mining equipment, the effect of surface hardening by plastic deformation on their impact and abrasive wear resistance is considered. Wear test is conducted on magnetic ironstone as typical representative of abrasive and hard rock. As result of wear of initial samples with hardness of ~200 HB and samples pre-hardened with different intensities to the hardness of 300, 337 and 368 HB, it is found that during the initial testing period, the initial samples pass the "self-cold-work hardening" stage with increase in hardness to ~250 HB, which remains virtually unchanged during further tests; the hardness of the pre-hardened samples does not change significantly throughout the tests. It is established that the rate of impact-abrasive wear of pre-hardened samples is significantly (up to 1.4 times) lower than the original ones that are not subjected to plastic deformation, and decreases with increasing degree of cold-work hardening. Preliminary surface hardening by plastic deformation can serve as effective way to increase the service life of fast-wearing working parts of mining equipment.

Keywords: Hadfield steel, impact and abrasive wear, pre-hardening by plastic deformation, surface hardness, magnetic ironstone.

Введение

Как показывает опыт эксплуатации, наиболее частая причина потери работоспособности горнорудного оборудования — износ элементов его рабочих органов. Поэтому затраты на их замену являются существенной статьёй расходов горнодобывающих и горно-обогащающих предприятий. Так, например, затраты на замену брони,

футеровок, шаров, стержней конусных дробилок, шаровых и стержневых мельниц, используемых при дроблении и обогащении железной руды, достигают 30 % от суммарных затрат на проведение указанных технологических операций. В этой связи разработка способов, повышающих срок службы быстроизнашивающихся элементов рабочих органов горнодобывающего и горно-обогащающего оборудования, актуальна, что под-

тверждается значительным количеством работ, например [1–5].

Наиболее часто используемым материалом для изготовления быстроизнашивающихся элементов рабочих органов горного оборудования является сталь 110Г13Л (0,9...1,4 % С; 11,5...15,0 % Мн; 0,5...1,0 % Si), известная по имени своего изобретателя как сталь Гадфильда. Эта сталь по стойкости к изнашиванию при ударном воздействии на нее другого металла или горной породы уникальна, что объясняется повышенной способностью составляющего сталь марганцовистого аустенита к упрочнению при пластической деформации (наклепу) с повышением твердости с 200 до 700 НВ, объясняемой возникновением большего количества дефектов в кристаллической решетке стали [6] или превращением аустенита в мартенсит [7]. По этой причине до настоящего времени сталь 110Г13Л продолжает оставаться основным конструкционным материалом для изготовления деталей, работающих в условиях изнашивания с высокими нагрузками и ударными воздействиями.

Однако, как показывает практика, в ряде случаев, конструкционные элементы из стали 110Г13Л демонстрируют в условиях эксплуатации недостаточную износостойкость, хотя и работают в условиях больших нагрузок и ударных воздействий. Так, при эксплуатации одних и тех же конструкций шаровых мельниц срок службы их брони из стали Гадфильда при работе на известняке превышает 10 лет. В то время как на железной руде он не достигает и двух лет, хотя в обоих случаях броня подвергается воздействию примерно одних и тех же ударных нагрузок и наклепывается в равной степени. Данное различие в износостойкости, возможно, объясняют результаты экспериментов [8] по изнашиванию стали 110Г13Л при работе с различными породами. В условиях чисто абразивного изнашивания при работе по сравнительно мягким породам (менее 1100 НВ), например известняку, мрамору, твердость которых уступает твердости стали в наклепанном состоянии, предварительный наклеп и наклеп в процессе эксплуатации могут существенно (до 10 раз) повысить износостойкость материала. В то время как при изнашивании при работе по породам большей твердости, например граниту и габбро твердостью ~1250 НВ, наличие наклепа не приводит к повышению износо-

стойкости стали Гадфильда. Отсутствие влияния наклепа на абразивную износостойкость стали в последнем случае отвечает общей закономерности, подтвержденной [9] опытами на различных металлах и сплавах: *абразивная износостойкость материалов, получивших различную степень наклепа при пластическом деформировании, практически остается неизменной, несмотря на повышение твердости.* Эта закономерность объясняется тем обстоятельством, что при царапании абразивными частицами в процессе изнашивания металл получает наклеп, который больше предварительного наклепа и является предельно возможным для данного материала [10].

При трении деталей из стали Гадфильда по породам, имеющим твердость зерен меньше твердости стали, металл разрушается не в результате царапания его зернами, а из-за усталости в результате многократной упругой деформации его поверхностного слоя. Поскольку процесс разрушения при усталостном изнашивании начинается с зарождения на поверхности усталостной трещины, поверхностное упрочнение путем наклепа позволяет уменьшить скорость зарождения трещины и, соответственно, повысить усталостную износостойкость материала, что и наблюдалось в экспериментах [9]. Такой вывод подтверждается и видом поверхности стали после изнашивания по твердым и мягким породам (рис. 1).

Видно, что если в случае твердых пород (см. рис. 1, а) изнашиваемая поверхность имеет множество царапин, направленных по ходу вращения образца, то при изнашивании по мягким (см. рис. 1, б) — вся покрыта продолговатыми возвышенностями и микрократерами, характерными для пластического оттеснения при усталостном изнашивании.

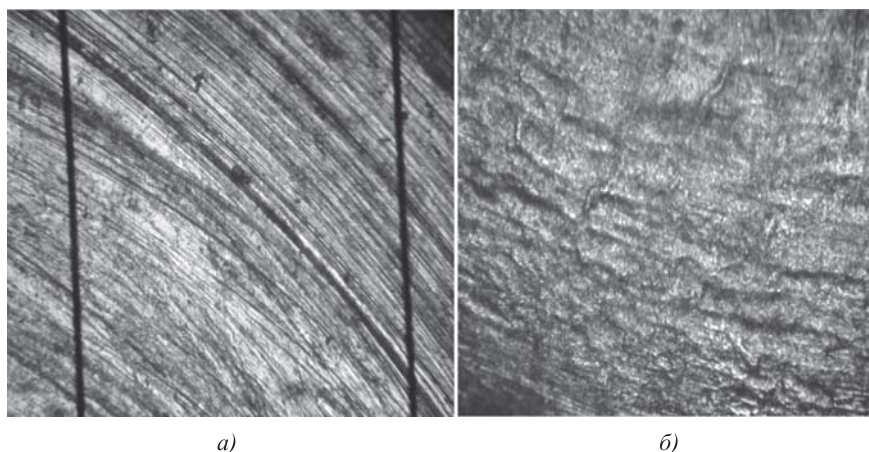


Рис. 1. Поверхность образца из стали Гадфильда после изнашивания по граниту и габбро (а) и мрамору (б)

Влияние поверхностного упрочнения пластической деформацией (наклепа) на износостойкость стали Гадфильда в условиях ударного взаимодействия стали и абразива, когда отсутствует заметное перемещение твердых абразивных частиц относительно изнашиваемой поверхности, исследовано в работе [10] на примере сравнительно мягкой (~5 по шкале Мооса) малоабразивной (класс абразивности I) апатито-нефелиновой руды. В настоящей работе влияние наклепа на ударно-абразивную износостойкость стали 110Г13Л исследовано при изнашивании исходных и наклепанных образцов по более твердой (~6 по шкале Мооса) и абразивной (класс абразивности III) породе — магнитному железняку.

Методика эксперимента

Исследования проводили на экспериментальной установке (рис. 2), разработанной на основе устройства У-1-АС [11].

Цилиндрические образцы ($D = 8$ мм, $H = 40$ мм) из стали Гадфильда, подвергнутые закалке от 1100 °С в воде с достижением исходной твердости ~200 НВ, подвергали ударно-абразивному изнашиванию по твердой абразивной породе с фиксацией изменения массы образцов в процессе испытаний. Потерю массы определяли на аналитических весах ВЛЭ-423С с погрешностью 0,001 г. Образец 3 закрепляли в бойке 4 установки, под образцом на

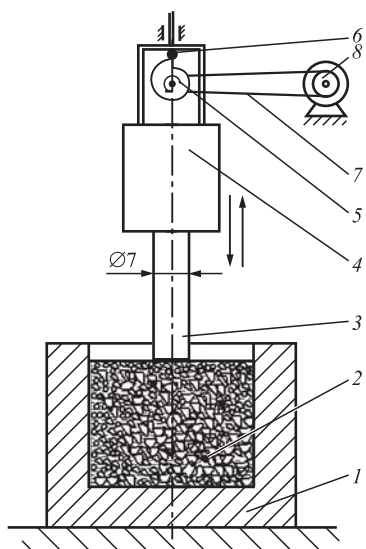


Рис. 2. Принципиальная схема установки по изучению ударно-абразивного изнашивания материалов:

1 — емкость; 2 — водоабразивная масса; 3 — испытуемый образец; 4 — боек; 5 — кулачок; 6 — ролик; 7 — ремень; 8 — шкив привода электродвигателя

фиксированном расстоянии устанавливали емкость с водоабразивной массой (Ж:Т = 1:2), для получения которой использовали измельченный магнитный железняк (исходная твердость ~6 по шкале Мооса) Михайловского месторождения (Курская магнитная аномалия) с размером частиц до 5 мм. Включали электродвигатель и ударили торцом образца по абразивной массе с частотой $\nu = 1,67$ Гц в течение времени $t = 10$ мин. После отключения электродвигателя образец извлекали, очищали от следов абразива, повторно взвешивали и измеряли твердость изнашиваемой поверхности. Проводили повторное испытание образца, и так 5 раз. Строили зависимость суммарной потери относительной массы образца Δm (мг/мм²) от продолжительности испытаний t . Через полученные экспериментальные точки для установившейся стадии процесса проводили экстраполяционную прямую, тангенс угла наклона которой принимали за скорость изнашивания v_i данного образца. В процессе испытаний измеряли твердость HRC торцевой части образца, значения которой пересчитывали в единицы НВ.

В другой серии испытаний подобные опыты проводили на аналогичных образцах стали, торцевую часть которых предварительно пластически деформировали в результате ударного воздействия инструментом до приобретения поверхностью необходимой твердости: ~300, 337 и 368 НВ.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Результаты испытаний представлены на рис. 3. Исходный образец стали в течение первого цикла испытаний подвергается "самонаклепу" до твердости ~250 НВ, значение которой в последующих

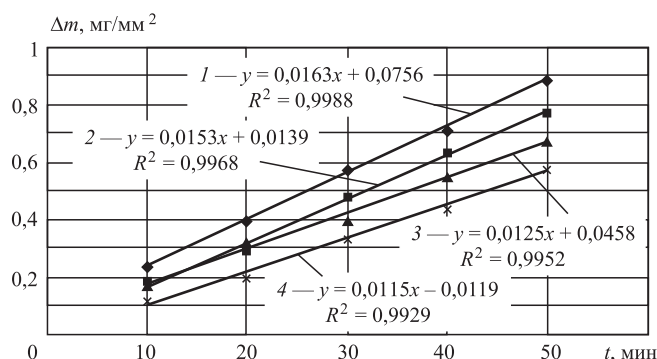


Рис. 3. Временная зависимость суммарной потери относительной массы образцов из стали 110Г13Л при их ударно-абразивном изнашивании по магнитному железняку:

1 — образцы исходной твердости; 2, 3 и 4 — образцы, наклепанные до твердости 300, 337 и 368 НВ соответственно

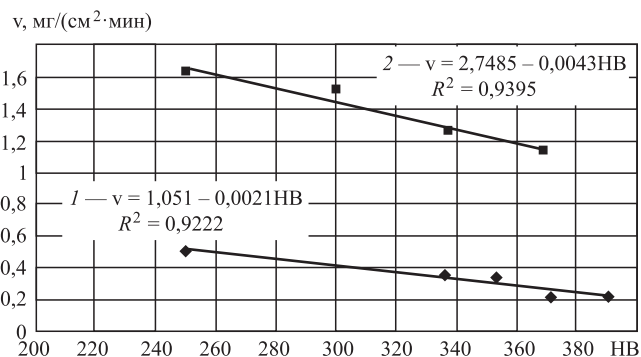


Рис. 4. Зависимость скорости ударно-абразивного изнашивания упрочненных образцов из стали 110Г13Л от исходной твердости их поверхности при изнашивании по апатито-нефелиновой руде (1) и магнитному железняку (2)

циклах испытаний значительно не изменяется. Значения НВ предварительно наклепанных образцов на протяжении всех испытаний остаются практически неизменными. Из сравнения вида зависимостей на рис. 3 видно, что скорости ударно-абразивного изнашивания наклепанных образцов 2, 3 и 4 (0,0153; 0,0125 и 0,0115 мг/(мм²·мин)) меньше, чем в случае ненаклепанного образца 1 (0,0163 мг/(мм²·мин)). При этом с увеличением интенсивности поверхностного упрочнения (с повышением твердости) износостойкость образца повышается (для 368 НВ в 1,4 раза). Данная закономерность была обнаружена и при изнашивании пластически деформированных образцов стали Гадфильда по апатито-нефелиновой руде [9] (рис. 4).

Сравнение результатов испытаний (см. рис. 4) показало, что для всех интенсивностей наклепа скорость изнашивания образцов по магнитному железняку существенно (в 4...6 раз) выше, чем по апатито-нефелиновой руде, что объясняется более высокой твердостью и абразивностью железняка.

Выводы

Таким образом, как показали эксперименты, предварительная упрочняющая обработка конструктивных элементов из стали Гадфильда

способна существенно повысить их стойкость к ударно-абразивному воздействию горных пород различной твердости и абразивности. Это обстоятельство целесообразно использовать при разработке способов продления срока службы быстроизнашиваемых деталей горнодобывающего и горно-обогатительного оборудования, изготавливаемых из стали 110Г13Л.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Prokopenko S.A., Vorobiev A.V. Recovery of worn-out picks in rock breaking // Eurasian Mining. 2018. No. 1. P. 27–30. DOI: 10.17580/em.2018.01.06.
2. Прокопенко С.А., Лудзиш В.С., Курзина И.А. Разработка комбайновых резцов нового класса // Горный журнал. 2017. № 2. С. 75–78. DOI: 10.17580/gzh.2017.02.14.
3. Krasnyy V.A. The use of nanomaterials to improve the wear resistance of machine parts under fretting corrosion conditions // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 2019. 560(1). 012186. DOI:10.1088/1757-899X/560/1/012186.
4. Integrated quality ensuring technique of plasma wear resistant coatings / E.A. Zverev, V.Yu. Skeebea, N.V. Martyushev, P.Yu. Skeebea // Key Engineering Materials. 2017. No. 736. P. 132–137.
5. Sivenkov A.V., Konchus D.A., Nikitina V.O. et al. Creating a model of diffusion deposition of metal coatings from melts of low-melting metals / IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2019. No. 560. P. 1–6.
6. Арзамасов Б.Н. Материаловедение. М.: Машиностроение, 1986. 384 с.
7. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1976. 407 с.
8. Износостойкость стали 110Г13Л в различных абразивных средах / В.И. Болобов, А.П. Баталов, В.С. Бочков, С.А. Чупин // Записки горного института. 2014. Т. 209. С. 17–22.
9. Хрушов М.М., Бабичев М.А. Исследования изнашивания металлов. М.: Изд-во Акад. наук СССР, 1960. 351 с.
10. Болобов В.И., Бочков В.С. О влиянии упрочняющей обработки на износостойкость материала футеровки шаровых мельниц // Горный журнал. 2017. № 1. С. 57–60.
11. Виноградов В.Н., Сорокин Г.М., Албагачиев А.Ю. Изнашивание при ударе. М.: Машиностроение, 1982. 192 с.

Х.М. Рахмиянов, В.П. Гилета, А.Г. Самуль
(Новосибирский государственный технический университет)
E-mail: x.raximyanov@corp.nstu.ru

Обеспечение микрогеометрического состояния поверхности деталей, выполненных из пластичных материалов, ультразвуковой обработкой

Исследованы возможности применения поверхностного пластического деформирования при наложении на инструмент ультразвуковых колебаний для формирования микрогеометрического состояния поверхности деталей из меди М1 и алюминиевого сплава Д16. Проведено сравнение двух схем ультразвуковой обработки: при направлении колебаний по нормали и по касательной к поверхности детали. Показано, что использование касательной схемы изменяет характер взаимодействия инструмента с поверхностью детали и траекторию следа обработки. Установлено, что угол β между направлением вектора скорости детали и вектора колебательной скорости инструмента оказывает существенное влияние на формируемую микрогеометрию, и поэтому он, наряду со скоростью главного движения, подачей, статической нагрузкой, частотой и амплитудой колебаний инструмента, является технологическим параметром, расширяющим возможности предложенной схемы по управлению шероховатостью поверхности. Выявлено, что обработка по рассматриваемой схеме позволяет исключить интенсивное течение материала в зоне деформирования и образование волн текучести на поверхности детали.

Ключевые слова: ультразвуковая обработка, параметры обработки, траектория движения инструмента, колебания, микрогеометрия поверхности.

The possibility for using of surface plastic deformation when applying ultrasonic vibrations to the instrument to form microgeometric state of the parts surface made of copper M1 and aluminum alloy D16 are studied. Two ultrasonic machining schemes are compared: when the direction of vibration is normal to the surface of the part and tangent to this surface. It is shown that the use of tangent scheme changes the interaction nature of the tool with the surface of the part and the trajectory of the tool motion. It is established that the angle β between the direction of the rotation speed vector of the part and the vibration speed vector of the tool significantly affects on the microgeometry being formed. Therefore, angle β together with the main motion speed, feed, static load, frequency and amplitude of the tool's vibrations, is technological parameter that extend the capabilities of tangential scheme in surface roughness forming. It is revealed that processing according to this scheme allows escaping the intensive flow of material in the deformation zone and the formation of waves on the surface of the part.

Keywords: ultrasonic machining, machining parameters, trajectory of tool motion, vibrations, surface micro-geometry.

Введение

Современное развитие техники сопровождается ужесточением условий эксплуатации машин и механизмов. Зачастую их выход из строя связан с отказами узлов, работающих в условиях трения. Износостойкость деталей в значительной степени зависит от микрогеометрического состояния поверхности, которое обеспечивается на финишных этапах обработки (чистовое точение, шлифование, суперфиниширование, хонингование) [1, 2]. Применение поверхностно-пластического деформирования (ППД) позволяет упрочнять поверхностный слой, получать шероховатость с малыми высотными параметрами, развитой опорной поверхностью и создать остаточные напряжения сжатия, что наряду с повышением износостойкости, также улучшает усталостные свойства деталей [3, 4].

Один из методов ППД — обработка инструментом, колеблющимся с ультразвуковой частотой

(УЗПД). УЗПД в большинстве случаев реализуется при направлении колебаний инструмента по нормали к обрабатываемой поверхности. При этом условия контактирования инструмента с деталью, силовые и скоростные факторы процесса имеют переменный, периодический характер с частотой повторения, равной частоте ультразвуковых колебаний. За период колебания инструмента реализуются две фазы процесса обработки — контактирование индентора с деталью и отсутствие контакта, которые обуславливают стадии нагружения и разгрузки материала. Специфика УЗПД позволяет достигать высоких скоростей деформации (до 10^4 с^{-1}) и интенсифицировать пластическое течение материала при обработке.

Изучениям основных технологических закономерностей ультразвукового поверхностного деформирования при колебаниях инструмента по нормали к обрабатываемой поверхности посвящено множество исследований, в которых описыва-

ется механизм данного процесса [5–8]. Сравнение УЗПД с другими видами поверхностно-пластического деформирования показывает, что по физико-механическим параметрам ультразвуковая обработка существенно отличается от традиционных схем ППД (обкатывание, выглаживание и др.) и имеет больший набор технологических факторов, позволяющих эффективнее управлять конечным состоянием поверхности с обеспечением высоких эксплуатационных свойств. Однако для тонкостенных деталей либо деталей, выполненных из "мягких" материалов (цветные металлы и сплавы, незакаленные стали), получение значительных степеней деформации может привести к искажению геометрии деталей или появлению волнистости на обработанной поверхности. Их исключение при УЗПД при нормальных колебаниях только за счет уменьшения амплитуды и статической нагрузки затруднительно, поскольку реализуемой степени деформации будет недостаточно для создания полностью нового регулярного рельефа с исключением следов предшествующей обработки. Одним из путей решения указанной проблемы является изменение направления течения материала в очаге деформации, которое может быть достигнуто за счет изменения кинематики процесса ультразвукового пластического деформирования.

Цель работы — изучение возможности применения УЗПД при направлении колебаний по касательной к обрабатываемой поверхности для формирования микрогеометрического состояния деталей, выполненных из цветных металлов низкой твердости.

Нормальная и тангенциальная схемы УЗПД

Применение УЗПД с вводом колебаний индентора по нормали к обрабатываемой поверхности (рис. 1, а) приводит к повышению пластичности цветных материалов, что проявляется в появлении волн текучести с постоянным или переменным шагом. Для исключения этого негативного эффекта предлагаем УЗПД с направлением колебаний инструмента по касательной к обрабатываемой поверхности (рис. 1, б). При этом изменяется характер контактирования индентора с деталью.

В работе принято, что деталь является неподвижной и все движения совершает индентор. В этом случае вектор главного движения \vec{V}_v будет равен вектору скорости вращения детали \vec{V}_d , но противоположен по направлению (знаку). Направление векторов скоростей движения индентора при УЗПД представлено на рис. 2.

При УЗПД с вводом колебаний инструмента по нормали к обрабатываемой поверхности след обработки, оставляемый индентором на поверхности детали, представляет собой винтовую линию,

с углом подъема α (рис. 3, а) [9]. В данном случае геометрия следа определяется видом единичных отпечатков и их взаимным расположением. В УЗПД с вводом колебаний по касательной перемещение индентора происходит по синусоидальной кривой

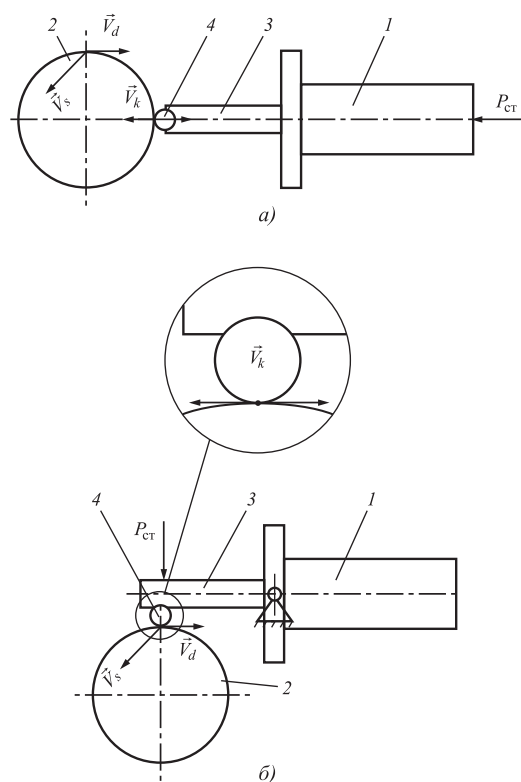


Рис. 1. Схема УЗПД при колебаниях инструмента по нормали (а) и по касательной (б) к обрабатываемой поверхности:

1 — магнитострикционный преобразователь; 2 — обрабатываемая деталь; 3 — концентратор продольных колебаний; 4 — индентор; \vec{V}_k — вектор колебательной скорости инструмента; \vec{V}_d — вектор скорости вращения детали; \vec{V}_s — вектор скорости подачи; $P_{ст}$ — статическая нагрузка

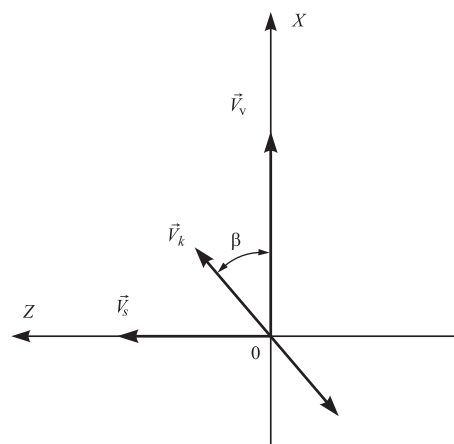


Рис. 2. Направление векторов скоростей движения индентора относительно обрабатываемой детали

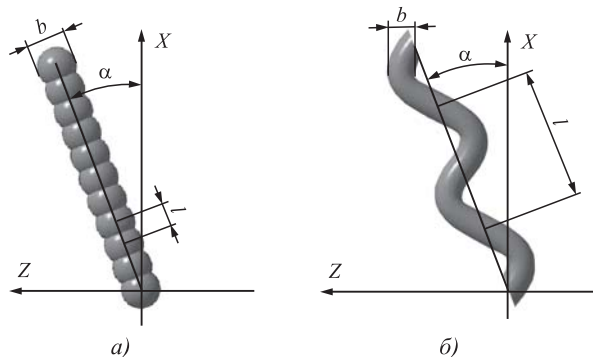


Рис. 3. Траектория следа обработки по нормальной (а) и тангенциальной (б) схемам УЗПД:

b — ширина следа (единичного пластического отпечатка); *l* — расстояние между одноименными точками следа

(рис. 3, б), что обуславливает соответствующую траекторию следа, отличную от нормальной схемы обработки. Кроме того, использование ультразвукового пластического деформирования при касательных колебаниях индентора изменяет характер контактирования индентора и детали с периодического на постоянный.

Особенностью касательной схемы является возможность изменять направление колебаний инструмента по отношению к вектору главного движения. Взаимное расположение этих векторов определяется углом β (см. рис. 2), в рассматриваемой схеме обработки $\beta = 0...90^\circ$.

Материалы, оборудование и методы исследования

Исследования проводили на образцах, изготовленных из меди М1 твердостью 75 НВ и из алюминиевого сплава Д16 твердостью 105 НВ. Предварительно поверхность детали обтачивали на токарном станке 1К62 на режиме: скорость резания $V = 70$ м/мин, подача $S = 0,07$ мм/об, глубина резания $t = 0,5$ мм. В качестве источника ультразвуковых колебаний применяли ультразвуковой генератор ИЛ10-1.0 и магнестрикционный преобразователь с рабочей частотой 18 кГц. Инденторы были выполнены из синтетических алмазов типа АСПК с радиусом 4 мм. Режимы УЗПД образцов представлены в табл. 1 (где 2*A* — двойная амплитуда ультразвуковых колебаний).

Таблица 1

Режимы обработки образцов

Материал образца	<i>V</i> , м/мин	<i>S</i> , мм/об	2 <i>A</i> , мкм	<i>P</i> _{ст} , Н	β , °
М1	56	0,07	40	60	0...60
Д16	89			30...60	30...45

Полученную микрогеометрию исследовали с использованием профилографа-профилометра модели 252 и инструментального микроскопа Nikon MM-400.

Результаты исследования и их обсуждение

Влияние режимов обработки УЗПД на шероховатость поверхности образцов из меди М1 и алюминиевого сплава Д16 представлены в табл. 2.

Анализ результатов, представленных в табл. 2, показал, что применение УЗПД с вводом колебаний по касательной к обрабатываемой поверхности в выбранном диапазоне изменения технологических параметров позволяет уменьшить шероховатость по параметру *Ra* образцов из медного сплава М1 более чем в 5 раз (от 2,04 до 0,37 мкм) и алюминиевого сплава Д16 более чем в 3 раза (от 1,27 до 0,37 мкм).

Таблица 2

Изменение шероховатости обработанных образцов после УЗПД по касательной схеме из алюминиевого сплава Д16 и меди М1 в зависимости от условий обработки

Материал и номер образца	Статическая нагрузка <i>P</i> _{ст} , Н	Угол ввода колебаний β , °	Параметр шероховатости <i>Ra</i> , мкм
М1:			
Исходный	—	—	2,04
1	60	0	0,37
2		60	0,41
Д16:			
Исходный	—	—	1,27
1	30	45	0,96
2	40		0,64
3	60		0,47
4	40	30	0,37
5	50		0,6

Морфология поверхностей, полученных при исследовании на инструментальном микроскопе Nikon MM-400, представлена на рис. 4, 5. После УЗПД на поверхности исследуемых образцов из меди М1 и сплава Д16 в выбранном диапазоне технологических параметров наблюдается сглаживание неровностей после предыдущей обработки, при этом происходит формирование специфической микрогеометрии, имеющей ячеистое строение без образования волнистости на поверхности детали.

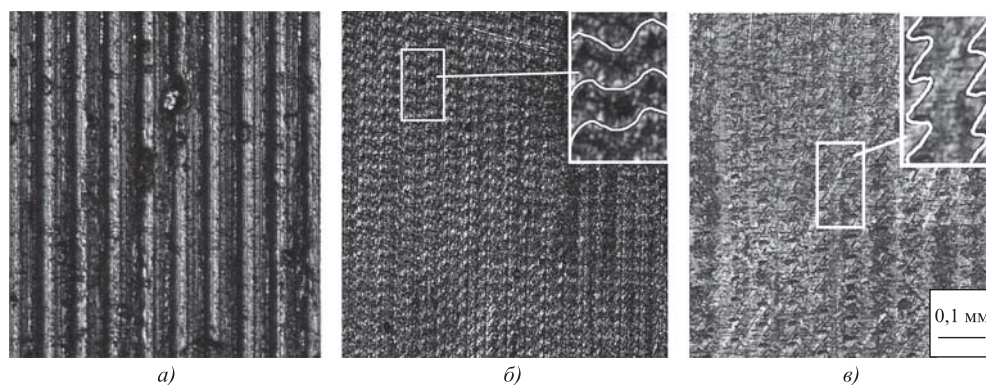


Рис. 4. Морфология поверхности образцов из меди М1:

a — исходная; *b* — после УЗПД по касательной ($P_{ст} = 60$ Н, $V = 56$ м/мин, $\beta = 0^\circ$); *в* — после УЗПД по касательной ($P_{ст} = 60$ Н, $V = 56$ м/мин, $\beta = 60^\circ$)

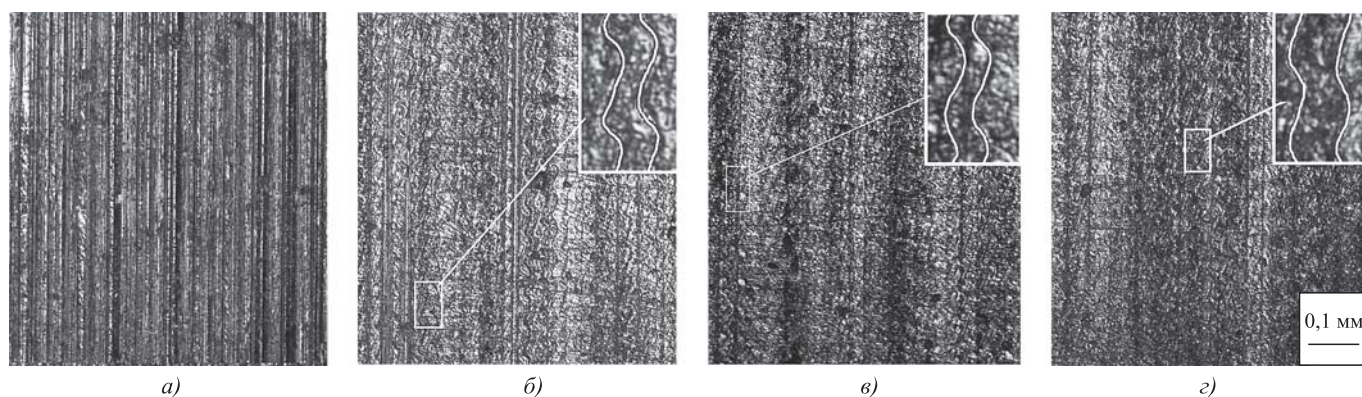


Рис. 5. Морфология поверхности образцов из алюминиевого сплава Д16:

a — исходная; *b* — после УЗПД по касательной ($P_{ст} = 30$ Н; $\beta = 45^\circ$, $V = 89$ м/мин); *в* — после УЗПД по касательной ($P_{ст} = 40$ Н; $\beta = 45^\circ$, $V = 89$ м/мин); *г* — после УЗПД по касательной ($P_{ст} = 60$ Н; $\beta = 45^\circ$, $V = 89$ м/мин)

Выводы

1. Использование касательной схемы УЗПД позволяет исключить интенсивное течение материала в зоне деформирования с образованием волнистости на образцах из меди М1 и алюминиевого сплава Д16.

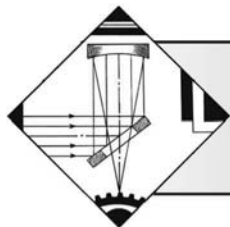
2. Данный вид обработки обеспечивает микрогеометрическое состояние поверхности с малыми значениями высотных параметров, имеющее регулярное ячеистое строение с малыми значениями высотных параметров.

3. Изменение направления колебаний инструмента по отношению к вектору главной скорости влияет на морфологическое состояние поверхности, и поэтому угол β между этими векторами является технологическим параметром, расширяющим возможности управления формированием микрогеометрии при касательной схеме УЗПД.

4. Обработка по тангенциальной схеме обеспечивает уменьшение среднеарифметического отклонения профиля (Ra) у образца из меди М1 более чем в 5 раз, у образца из алюминиевого сплава Д16 — более чем в 3 раза в выбранном диапазоне изменения технологических параметров.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Технологические** и эксплуатационные методы обеспечения качества машин / под общ. ред. П.А. Витязя. Минск: Бел. наука, 2010. 109 с.
2. **Технологические** основы управления качеством машин / А.С. Васильев и др. М: Машиностроение, 2003. 256 с.
3. **Hisakado T.** Surface roughness and deformation of contact asperities between a rough and a flat surface-wear // *Trans. Jap. Soc. Mech. Enges.* 1975. Vol. 35. P. 53—61.
4. **Степанова Т.Ю.** Технологии поверхностного упрочнения деталей машин: учебное пособие. Иваново: Иван. гос. хим.-технол. ун-т, 2009. 64 с.
5. **Кулемин А.В.** Ультразвук и диффузия в металлах. М.: Металлургия, 1978. 200 с.
6. **Физические** основы, технологические процессы и оборудование ультразвуковой обработки материалов / Б.М. Бржозовский и др. Саратов: Саратовский гос. техн. ун-т, 2006. 195 с.
7. **Application** of ultrasonic vibrations in welding and metal processing: A status review / S. Kumar, C.S. Wu, G.K. Padhy, W. Ding // *Journal of Manufacturing Processes.* 2017. P. 295—322.
8. **Rakhimyanov K.M., Semenova I.S.** Surface state control by ultrasonic plastic deformation at the final machining stage // *Materials and Manufacturing Processes.* 2016. Vol. 31. Iss. 6. P. 764—769.
9. **Безнедельный А.И., Асанов В.Б., Гилета В.П.** Влияние технологической наследственности на формирование качества поверхностного слоя закаленных сталей при упрочняюще-чистовой обработке ультразвуковым инструментом // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).* 2012. № 4. С. 19—22.



¹В.Е. Архипов, ²Т.И. Муравьева, ¹М.С. Пугачев, ²О.О. Щербакова
(¹Институт машиноведения имени А.А. Благонравова РАН,
²Институт проблем механики имени А.Ю. Ишлинского РАН)
E-mail: vearkhipov@mail.ru

Структура и свойства газодинамических покрытий и оценка использования их в парах трения скольжения

Рассмотрены вопросы изменения структуры покрытия в зависимости от состава напыляемой механической смеси с использованием частиц меди и смеси частиц меди и цинка ("латуни") и влияние структурных факторов на трибологические свойства нанесенного слоя металла. Представлены результаты рентгеноструктурного, фазового, химического и дюрометрического анализов, а также трибологических испытаний покрытий. Установлено, что в покрытии из механической смеси частиц меди и оксида алюминия (корунда) формируется структура твердостью $\approx 102,7$ HV. В структуре нанесенного слоя металла наблюдаются многочисленные поры, размер которых в основном не превышает 2 мкм. В покрытии из механической смеси частиц меди, цинка и оксида алюминия (корунда) формируется структура на основе меди твердостью $\approx 106,5$ HV, цинка — $\approx 49,7$ HV, интерметаллических соединений (γ - и ϵ -фазы) — $\approx 168,7$ HV, массовая доля которых составляет 62,0, 7,9 и 24,2 % соответственно. Оба покрытия могут быть использованы в парах трения скольжения.

Ключевые слова: покрытие, медь, латунь, массоперенос, смазочные карманы.

The problems of changes in the coating structure depending on the composition of the sprayed mechanical mixture using copper particles and mixture of copper and zinc particles ("brass") and the effect of structural factors on the tribological properties of the deposited metal layer are considered. The results of X-ray structural, phase, chemical and durometric analyzes, as well as tribological testing of coatings are presented. It is found that structure with hardness of ≈ 102.7 HV is formed in the coating from mechanical mixture of particles of copper and aluminum oxide (corundum). Numerous pores are observed in the structure of the deposited metal layer, the main size of which does not exceed 2 μm . In the coating from mechanical mixture of particles copper, zinc and aluminum oxide (corundum), structure is formed based on copper with hardness of ≈ 106.5 HV, zinc — ≈ 49.7 HV, intermetallic compounds (γ - and ϵ -phases) — ≈ 168.7 HV, the mass fraction of which is 62.0, 7.9 and 24.2 %, respectively. Both coatings can be used in sliding friction pairs.

Keywords: coating, copper, brass, mass transfer, lubrication pockets.

Введение

При нанесении покрытий методом газодинамического напыления с использованием оборудования низкого давления применяется механическая смесь чистых металлов и оксида алюминия [1]. Химическое соединение (корунд — Al_2O_3) вводится в смесь порошков для улучшения механических свойств покрытия (адгезии и когезии). Корунд, ударяя по детали (изделию), очищает поверхность от нестойких загрязнений, оксидов и т.д., активирует ее, изменяет микрорельеф и, тем самым, улучшает сцепление металлических

частиц с подложкой (адгезию). При соударении с частицами металлов оксид алюминия деформирует их, что сопровождается уплотнением покрытия и улучшением качества связи частиц между собой и, соответственно, увеличением когезионной прочности нанесенного слоя металла. При взаимодействии частиц корунда с поверхностью детали и соударении между собой они разрушаются и частично фиксируются в покрытии.

Трибологические испытания покрытия из меди, нанесенного газодинамическим напылением с использованием смеси порошков меди и корунда, в среде жидкой и консистентной смазки

в паре с контртелом из стали ШХ15, термически обработанной на 58...62 HRC, выявили, что износ нанесенного слоя меди сопоставим с износом стали ШХ15 после азотирования в тлеющем разряде [2]. При этом качество поверхности контртела, изготовленного из стали ШХ15, термически обработанной на 58...62 HRC, повышается при работе в паре с покрытием из меди (табл. 1).

Авторы предлагают модель взаимодействия поверхностей трения, по которой покрытие из меди с включениями мелкодисперсных частиц корунда воздействует на контртело как абразивный инструмент (наждачный камень), что сопровождается повышением качества поверхности контртела.

Результаты испытания покрытия на основе смеси частиц меди, цинка и корунда ("латуни"), нанесенного на подложку из стали 40X, в усло-

виях сухого трения при комнатной температуре показали, что его износ в 4 раза меньше, чем у покрытия из меди [3]. При этом интенсивность изнашивания контртела на порядок ниже в паре с покрытием из "латуни" (табл. 2). Микрорентгеноспектральный анализ поверхности контртела после испытания показывает наличие массопереноса цинка и меди с покрытия на контртело [4].

Результаты испытаний следует оценить как положительные, что предполагает продолжение исследований возможности использования покрытий, нанесенных газодинамическим напылением, в узлах трения скольжения. Трибологические свойства покрытий на основе меди и смеси частиц меди и цинка ("латуни"), безусловно, связаны с особенностями формирования структуры нанесенного слоя металла, которая может определять условия использования и эксплуатации покрытий на основе металлов и химических соединений.

Цель работы — исследование изменений в структуре покрытия в зависимости от состава напыляемой механической смеси и оценка влияния структурных факторов на трибологические свойства нанесенного слоя металла.

Материалы и методика исследования

Покрытие на подложку из стали 40X напыляли с использованием газодинамической установки "ДИМЕТ—404" при скорости перемещения сменного сопла относительно поверхности образца 10 мм/с и расстоянии от среза сопла до поверхности 10 мм. Температура потока воздуха составляла 360 °С при напылении механической смеси частиц меди, цинка и корунда (марка С-01-11), меди и корунда (марка С-01-01), цинка и корунда (марка С-00-11). Смесь частиц металлов и химического соединения применяется в состоянии поставки и соотношение ингредиентов по массе составляло — Cu:Zn:Al₂O₃ = 35:35:30 %; Cu:Al₂O₃ = 55...60:45...40 %; Zn:Al₂O₃ = 55...60:45...40 % [1].

Фазовый состав покрытий исследовали на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием Cu K_α-излучения и параллельного пучка. Для формирования параллельного пучка применяли рентгеновскую оптику в виде многослойного параболического зеркала. Дифрактограммы снимали в симметричном режиме, диапазон сканирования 2θ = 20...120°, шаг 0,05°, скорость детектора 3 °/мин.

Анализ дифрактограмм проводили на основе программного продукта PDXL (Rigaku) с использованием базы данных PDF-2. Количественный анализ выполняли с использованием метода

Таблица 1

Результаты измерения микрогеометрии поверхности образца с покрытием меди и контртела

Рабочая среда	Параметры шероховатости, мкм			
	до испытания		после испытания	
	Ra	Rz	Ra	Rz
<i>Контртело</i>				
Масло И-20А	0,135	0,785	0,057	0,396
Литол 24	0,135	0,847	0,084	0,510
<i>Образец с покрытием</i>				
Масло И-20А	0,292	0,855	0,15	2,189
Литол 24	0,073	0,833	0,116	1,298

Таблица 2

Результаты исследования триботехнических характеристик покрытия на основе меди и смеси частиц меди и цинка и контртела

Параметр оценки	Покрытие Cu	Контртело — кольцо	Покрытие Cu+Zn	Контртело — кольцо
Износ <i>h</i> , мкм	166	20	12	≈0,01
Коэффициент трения μ	0,6	0,6	0,88	0,88
Контактное давление <i>q</i> , МПа	0,6	0,6	5,9	5,9
Интенсивность изнашивания $I \cdot 10^{-8}$	3,7	1,5	1,0	≈0,01
Коэффициент износа $K \cdot 10^{-8}$, МПа ⁻¹	6,2	2,5	0,17	≈0,01

Ритвельда, реализованного в пакете программ PDXL (Rigaku).

Уширения дифракционных линий для определения параметров тонкой кристаллической структуры (размер блоков, микродеформации) анализировали с использованием программного продукта PDXL (Rigaku) методом Ритвельда. Учет инструментального уширения проводили с помощью съемки эталона — гексаборида лантана (LaB_6), не обладающего физическим уширением.

Структуру и элементный состав покрытия изучали на сканирующем электронном микроскопе FEI Quanta-650 с энергодисперсионным рентгеноспектральным анализатором EDAX. В исследовании использовали детектор обратноотраженных электронов, позволяющий получать изображение с контрастом по атомному номеру и визуализировать различные фазы на поверхности образцов. Источником электронов в микроскопе служил вольфрамовый катод, ускоряющее напряжение составляло 25 кВ.

Твердость металла покрытия измеряли методом Виккерса по ГОСТ 2999—75 при нагрузке 245 мН и времени выдержки 10 с на твердомере SHIMADZU HMV-2. Исследование проводили с поверхности покрытия по двум структурным составляющим, имеющим красный (медь) и светлый (цинк) оттенок.

Результаты исследования и их обсуждение

Рентгеноструктурный фазовый анализ покрытий на основе смеси меди и корунда, цинка и корунда, а также смеси частиц меди, цинка и корунда показывает, что покрытие меди практически не содержит в значительном количестве каких-либо соединений и фаз (табл. 3).

При нанесении покрытия на основе цинка в слое металла выявляется оксид алюминия (ко-

рунд) в количестве 5,6 % и оксид цинка, массовая доля которого составляет 2,3 %. Анализ покрытия на основе смеси частиц меди и цинка в покрытии показывает наличие 62,0 % Cu и 7,9 % Zn. Количество корунда в покрытии "латуни" практически не отличается от его содержания в покрытии на основе цинка. Кроме того, в процессе нанесения в покрытии прошли процессы диффузии меди в цинк с формированием интерметаллических соединений γ - и ε -фаз, которые формируются при охлаждении расплава меди и цинка при содержании цинка более 55 % ат. [5].

Размер субструктуры у меди и цинка для всех покрытий превышает 200 нм, в покрытии цинка размер оксида составляет (242 ± 49) нм. Размер субструктуры γ -фазы >200 нм как и у цинка; для ε -фазы значительно меньше — $(82,8 \pm 41,5)$ нм.

Период решетки меди (исходная кубическая гранецентрированная с периодом 3,608 нм) после напыления покрытия меди увеличивается до 3,616 нм, что связано с деформацией металла частицами корунда. После напыления покрытия на основе смеси частиц меди и цинка размер решетки еще незначительно увеличивается (3,620 нм). В исходном составе трехкомпонентной механической смеси (Cu, Zn, Al_2O_3) количество корунда значительно меньше (30 %), чем при напылении двухкомпонентной механической смеси (Cu, Al_2O_3), где количество корунда находится в пределах 40...45 % и, таким образом, какое-либо дополнительное влияние корунда на деформацию меди можно исключить.

Твердость меди и цинка при нормальной температуре отличается незначительно, и так как при попадании на поверхность подложки температура частиц металлов не превышает 80 °С [2], то механическое воздействие цинка на медь с повышением степени ее деформации также можно исключить. Поэтому увеличение периода решетки следует отнести к процессам диффузии и началу формирования твердого раствора цинка в меди (α -твердого раствора).

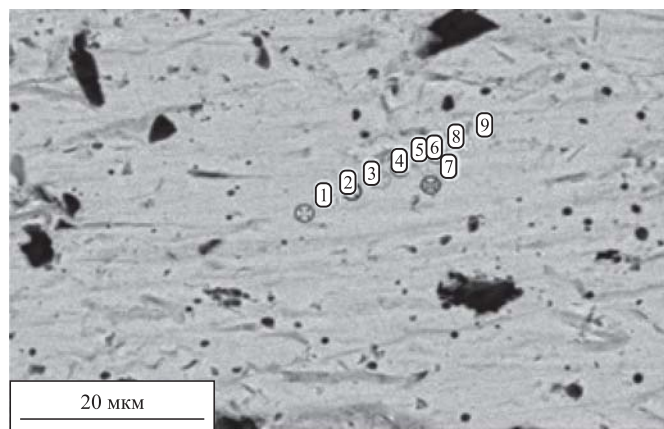
Решетка цинка — исходная гексагональная плотноупакованная 2,6649/4,9468 нм после напыления покрытия из цинка значительно увеличивается, особенно по одному из параметров — 2,6656/4,9494 нм, что обусловлено деформацией металла частицами корунда. После напыления покрытия на основе смеси частиц меди и цинка ("латуни") размер решетки возрастает значительно — 2,6664/4,952 нм, что обусловлено формированием твердого раствора меди в цинке (η -фазы) с последующим образованием электронных интерметаллических соединений.

Таблица 3

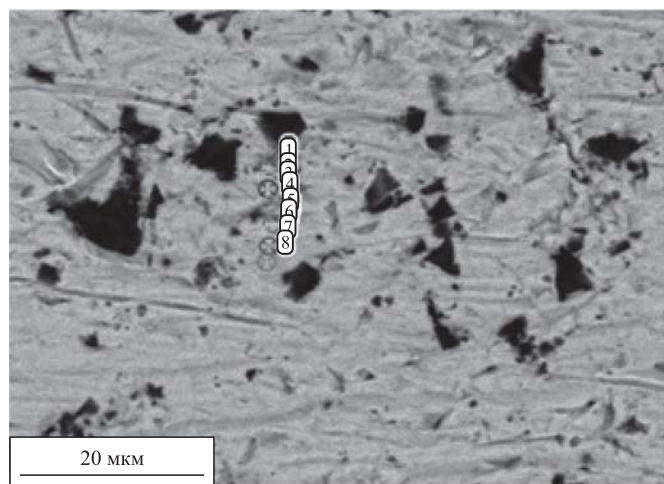
Фазовый состав покрытий (массовая доля фаз, %)

Фаза	Покрытие на основе		
	меди	цинка	меди и цинка
Cu	100±0,8	—	62,0±0,9
Zn	—	92,0±0,6	7,9±0,7
Al_2O_3	—	5,6±0,7	5,3±1,4
ZnO	—	2,3±0,6	—
γ -фаза	—	—	17,2±2,0
ε -фаза	—	—	7,0±0,8

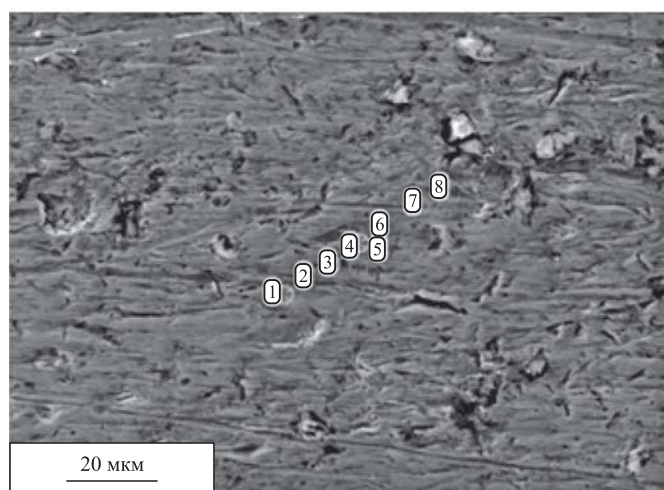
В структуре покрытия меди наблюдаются незначительное количество пор размером до 10 мкм, которые образовались при механической обработке нанесенного слоя металла в результате



а)



б)



в)

Порядок расположения спектров в покрытии на основе:
a — меди и корунда; *б* — цинка и корунда; *в* — меди, цинка и корунда

отделения частиц корунда от матрицы, и многочисленные дефекты структуры, размер которых не превышает 2 мкм (см. рисунок, *a*).

Был проведен анализ содержания меди, алюминия и кислорода по трассе, которая визуально не содержит корунд, в точках, находящихся на частицах меди (№ 1—3, 8, 9) и на границе между частицами (№ 4, 7) (см. рисунок). Содержание меди в спектрах № 1—3, 8, 9 достаточно стабильное $\geq 98,5$ % ат. (табл. 4), а присутствие алюминия можно охарактеризовать как "следы". На границе между частицами содержание меди значительно снижается (91...94 % ат.), а алюминия и кислорода повышается (спектры № 4 и 7, см. табл. 4). Рассматривая стехиометрическое соотношение алюминия и кислорода, можно утверждать, что на границе частиц меди (спектры № 4, 7) присутствуют оксиды алюминия (корунд) и меди.

По соотношению содержания компонентов в точках, прилегающих к границе (спектры № 5, 6), можно сделать вывод о наличии в структуре более мелких частиц оксидов алюминия и меди. Для разных элементов размер зоны инициирования спектра при микрорентгеноспектральном анализе различается (зависит от атомной массы, атомного номера, плотности и т.д.) и находится в диапазоне 0,2...2,0 мкм. Проведенные расчеты показывают, что для меди размер зоны инициирования (возбуждения) спектра составляет ≈ 2 мкм. Если рассматривать структуру покрытия (см. рисунок) и соотношение интенсивности спектров металлов

Таблица 4

Анализ содержания компонентов в покрытии на основе смеси металлов и корунда

Номер спектра	Содержание химических элементов, % ат.					
	Покрытие цинка (см. рисунок, б)			Покрытие меди (см. рисунок, а)		
	Zn	Al	O	Cu	Al	O
1	55,73	23,6	22,21	99,57	0,22	0,21
2	86,31	7,69	6,0	98,92	0,41	0,68
3	94,66	2,53	2,82	98,36	0,44	0,68
4	65,34	16,47	18,20	91,56	4,16	4,48
5	63,85	15,98	20,17	97,73	1,13	1,14
6	94,68	2,95	2,37	97,08	0,36	2,56
7	97,54	2,01	0,45	94,43	1,21	4,36
8	92,99	1,77	5,23	98,43	0,54	1,04
9	—	—	—	99,36	0,39	0,26

(спектр № 4, см. табл. 4), то можно с достаточной степенью вероятности утверждать, что размер частицы оксида алюминия составляет менее 1 мкм.

Наличие оксида меди на границе частиц меди обусловлено использованием частиц меди, которые в исходном состоянии имели оксидную пленку.

Значения твердости покрытия меди имеют значительный разброс от 72 до 122 HV и среднее значение твердости покрытия составляет $\approx 102,7$ HV.

Рассматривая полученные результаты, можно отметить следующее:

— в трибологии во многих работах показано, что поры играют роль резервуаров для смазочного вещества, которое по мере износа материала, а также фрикционного нагрева и теплового расширения детали (покрытия) выдавливается из его объема и поступает в зону трения, способствуя восстановлению смазочной пленки, что обеспечивает условия граничной смазки и работоспособность сопряженной пары [6, 7];

— поверхность подшипников (деталей) трения скольжения, как правило, обрабатывается инструментом, имеющим $Rz = 1,6 \dots 0,8$ мкм ($Ra = 0,32 \dots 0,16$ мкм), и поэтому столь мелкие частицы корунда даже при отделении их от матрицы (меди) не должны влиять на износ и ухудшение качества поверхности контртела.

В покрытии из цинка заметно большее количество дефектов (пор), чем в покрытии из меди, в ряде которых наблюдаются частицы корунда, в среднем размер дефектов структуры больше, чем у покрытия из меди (см. рисунок, б). Был проведен анализ содержания цинка, алюминия и кислорода по трассе, которая визуалью не содержит частиц корунда, были возбуждены спектры в точках, которые находятся на частицах цинка (№ 1—3, 6—8) и на границе между частицами (№ 4, 5) (см. рисунок, б).

Содержание цинка в точках № 1—3, 6—8, которые находятся на частицах, изменяется значительно от 55 до 97 % ат. (см. табл. 4). Рассматривая изменение содержания алюминия и кислорода в спектрах, можно утверждать, что в данных точках находятся частицы корунда разного размера. В точке № 8 по соотношению содержания алюминия, кислорода и цинка можно предположить наличие оксида цинка. На границе между частицами цинка (спектры № 4, 5) присутствуют частицы корунда большего размера, чем по телу частицы.

Значения твердости покрытия цинка не имеют значительных разбросов, и твердость покрытия составляет $\approx 49,7$ HV.

В покрытии, нанесенном с использованием смеси частиц меди и цинка ("латуни"), вид-

ны поры и частицы корунда по границам частиц меди, размер которых не превышает 5 мкм. При анализе структуры покрытия на основе меди (см. рисунок, а) включений корунда такого размера не наблюдается и их нахождение при исследовании структуры на основе смеси частиц меди и цинка (рисунок, в), возможно, связано с наличием в данных зонах цинка, который "захватывает" частицы корунда. Рентгеноструктурный фазовый анализ покрытия на основе цинка и смеси частиц меди и цинка (см. табл. 3) показал практически одинаковое содержание корунда, что свидетельствует о преимущественном размещении частиц корунда в частицах цинка.

Количество цинка в структуре не столь значительно (7,9 %, см. табл. 3), как и фаз на его основе и поэтому микрорентгеноспектральный анализ распределения элементов (спектры № 1—8) был проведен по частицам меди, включая границу между ними (см. рисунок, в).

Очень интересные результаты выявляются при спектральном анализе частиц меди, которые показывают наличие цинка, достаточно равномерно распределенного по поверхности. Его содержание колеблется от 1,04 до 3,52 % ат. и незначительное отклонение значений цинка позволяет считать, что поверхность частицы меди покрыта пленкой цинка, которая, если рассматривать содержания кислорода, представляет собой оксид цинка. Рентгеноструктурный фазовый анализ покрытия на основе частиц меди и цинка не показал наличия оксида цинка, в отличие от покрытия на основе частиц цинка (см. табл. 3). Из этого можно сделать вывод, что его очень мало и тогда пленка имеет незначительную толщину. Глубина зоны иницирования спектра при микрорентгеноспектральном анализе имеет аналогичную величину, как и размер пятна 0,2...2,0 мкм. Если рассматривать соотношение количества металлов (меди и цинка), выявленное при анализе, и соотношение глубины иницирования спектра с толщиной пленки, то можно рассчитать, что ее толщина не превышает 78 нм. При напылении и последующей механической обработке поверхности ее появление может быть связано только с массопереносом (смещением) цинка при обработке поверхности наждачной бумагой и на полировальном круге. В таком случае, можно отметить возможность массопереноса цинка при воздействии сопряженной поверхности на покрытие.

В точке № 6, которая находится на границе частиц, наблюдаются снижение содержания меди и повышение содержания кислорода и алюминия, что можно интерпретировать как наличие частицы ко-

Таблица 5

Распределение содержания химических элементов в покрытии на основе смеси частиц меди, цинка и корунда

Номер спектра	Содержание химических элементов, % ат.			
	Zn	Cu	Al	O
1	2,88	94,39	0,20	2,53
2	1,04	95,49	0,88	2,60
3	1,21	94,25	0,56	3,97
4	2,05	97,50	0,00	0,45
5	1,20	98,39	0,01	0,40
6	1,05	79,43	9,99	9,62
7	1,70	96,34	0,30	1,66
8	3,52	93,00	0,52	2,96

рунда (табл. 5). Количество алюминия в остальных спектрах следует считать незначительным, и повышенное содержание кислорода можно объяснить за счет наличия оксидов цинка и меди. Электрохимический потенциал цинка равен $-0,763$, а меди $+0,552$, что обуславливает при прочих равных условиях нанесения покрытия предпочтительную возможность формирования оксида цинка.

Средняя твердость частиц меди при значительном разбросе значений составляет $\approx 106,5$ HV, что мало отличается от твердости меди при напылении покрытия на основе смеси частиц меди и корунда. Если твердость меди при напылении смеси разных составов не отличается, то твердость цинка в структуре покрытия на основе смеси частиц меди, цинка и корунда можно приравнять к твердости цинка при напылении покрытия на основе смеси частиц цинка и корунда, т.е. $\approx 49,7$ HV. Процесс диффузии, проходящий во время напыления покрытия, приводит к формированию интерметаллических соединений на основе цинка — γ - и ϵ -фаз твердостью $\approx 168,7$ HV.

При исследовании структуры покрытия на основе частиц меди и цинка ("латуни") было выявлено наличие градиентной по составу и твердости структуры, пленки оксида цинка на поверхности частиц меди и пористости. Оценивая полученные результаты можно отметить следующее [6, 7]:

- наличие пористости также можно отметить как положительный фактор при работе покрытия "латуни" в условиях смазки пары трения;

- в трибологии широко известны материалы (сплавы), которые имеют в составе как твердые

включения, которые препятствуют разрушению основы от воздействия абразива, так и пластичные, которые поглощают абразив и тем самым улучшают прирабатываемость поверхности трения. Поэтому наличие двух фаз разной твердости (цинка и электронных соединений) можно рассматривать как положительный фактор в условиях сухого трения;

- массоперенос металлов в трибологии рассматривают как положительный фактор, так как этот механизм позволяет залечивать дефекты, которые присутствовали или появились на поверхности в результате работы сопряженной пары трения;

- наличие пленки оксида цинка на поверхности частиц меди может улучшить прирабатываемость сопряженной пары трения.

Заключение

При напылении покрытия с использованием механической смеси частиц меди и оксида алюминия (корунда) формируется структура твердостью $\approx 102,7$ HV. В структуре нанесенного слоя металла наблюдаются многочисленные поры, основной размер которых не превышает 2 мкм, частицы корунда незначительного размера выявляются только по границам частиц. Такое покрытие может иметь хорошую износостойкость при работе поверхностей трения скольжения в условиях смазки за счет наличия смазочных карманов. Наличие частиц корунда незначительного размера (менее 1 мкм) не должно оказывать влияние на износ сопряженной пары и качество поверхности.

При напылении покрытия с использованием механической смеси частиц меди, цинка и оксида алюминия (корунда) формируется структура:

- на основе меди твердостью $\approx 106,5$ HV, цинка — $\approx 49,7$ HV, интерметаллических соединений (γ - и ϵ -фазы) — $\approx 168,7$ HV, массовая доля которых составляет 62,0, 7,9 и 24,2 % соответственно;

- на частицах меди выявлена пленка оксида цинка незначительной толщины, что свидетельствует о наличии массопереноса цинка, по границам частиц меди присутствует незначительное количество частиц корунда размером менее 2 мкм;

- покрытие "латуни", имеющее градиентную структуру, может эффективно препятствовать разрушению поверхности под воздействием твердых частиц.

Актуально продолжение исследований трибологических свойств и характеристик для оценки и уточнения условий эксплуатации покрытий на основе меди и смеси частиц меди и цинка ("латуни").

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ДИМЕТ. Применение технологии и оборудования. Режим доступа: <http://www.dimet-g.narod.ru>.
2. Газодинамическое напыление: Структура и свойства покрытий / В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачев. М.: КРАСАНД, 2017. 240 с.
3. Модифицирование поверхностей трибосопряжений напылением металлических покрытий как средство повышения их фреттингостойкости / Б.Я. Сачек, А.М. Мезрин, В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский // Трение и износ. 2018. Т. 39. № 4. С. 24–28.
4. Сачек Б.Я., Архипов В.Е., Мезрин А.М. и др. Металлофизическое исследование кинетики фрикционного массопереноса напыленных мягких металлов антифрикционного назначения // Перспективные методы поверхностной обработки деталей машин: сб. М.: Ленанд, 2018. С. 409–419.
5. Ефремов Б.Н. Латуни. От фазового строения к структуре и свойствам. М.: ИНФРА-М, 2016. 314 с.
6. Денисова Н.Е., Шорин В.А., Гонтери И.Н. и др. Триботехническое материаловедение и трибология. Пенза: Изд-во Пенз. гос. ун-та, 2006. 286 с.
7. Чичинадзе А.В., Браун Э.Д., Буше Н.А. и др. Основы трибологии (трение, износ, смазка). М.: Машиностроение, 2001. 312 с.

УДК 621.785.5 + 621.791.9 + 621.891

DOI: 10.36652/1813-1336-2020-16-6-266-271

М.В. Злоказов
 (АО "НПК "Уралвагонзавод" имени Ф.Э. Дзержинского, г. Нижний Тагил),
В.А. Коротков
 (Нижнетагильский филиал Уральского федерального университета имени первого Президента России
 Б.Н. Ельцина)
 E-mail: tnt10@uvz.ru

О практическом применении плазменной и лазерной закалки

Лазерная и плазменная закалка практически не повреждает поверхности, поэтому детали после такой обработки можно отправлять на сборку без финишной механической обработки, что дает сокращение трудоемкости и логистики технологического процесса. Срок службы деталей, упрочненных лазерной и плазменной закалкой, многократно увеличивается. В условиях сухого трения износостойкость закаленных дисков из сталей 45 и 40Х повышается до 100 раз. Лазерная закалка отличается от плазменной более высокой стоимостью оборудования, поэтому предпочтительна в условиях крупносерийного производства. Плазменной установкой УДГЗ-200, благодаря ручному ведению, возможно закалывать поверхности, недоступные или труднодоступные другим способом упрочнения. Это, в совокупности с невысокой стоимостью оборудования, делает плазменную закалку рентабельной в условиях единичного и мелкосерийного производства.

Ключевые слова: поверхностная закалка, износостойкость, лазер, плазма.

Laser and plasma hardening practically do not damage the surface, so the parts after their execution are sent to the assembly without finishing machining, which reduces the complexity and logistics of the process. In conditions of dry friction hardened steel discs 45 and 40Kh increase wear resistance up to 100 times. The service life of parts strengthened by laser and plasma hardening is repeatedly increased. Laser hardening differs from plasma hardening by higher cost of equipment, therefore it is preferable in large-scale production. Plasma installation UDGZ-200, thanks to manual operation, it is possible to temper the surfaces inaccessible or inaccessible to other hardening methods. This, together with the low cost of equipment, makes plasma hardening cost-effective in conditions of single-unit and small-scale productions.

Keywords: surface hardening, wear resistance, laser, plasma.

Введение

Контактные напряжения в деталях машин выше, чем средние по сечениям, поэтому рабочие поверхности рекомендуется упрочнять закалкой,

цементацией, гальваническим хромированием, наплавкой, напылением и пр. Для этого требуется специальное оборудование, которое не всегда отличается универсальностью, поэтому возникают проблемы с его загрузкой. Кроме того, увели-

чивается число межоперационных перемещений, которые часто являются межцеховыми. Как следствие, предприятия воздерживаются от освоения поверхностного упрочнения экономичных сталей, а используют более прочные дорогостоящие легированные стали типа 40X в нормализованном (220...250 НВ) или в улучшенном состоянии (250...350 НВ). Но такая замена, если принять во внимание, что поверхностное упрочнение увеличивает твердость до 500...600 НВ, неэффективна. В связи с этим целесообразно использование лазерной и плазменной закалки для поверхностного упрочнения деталей машин.

Возможность упрочнения (без оплавления поверхности) лазерным лучом была установлена в 1960-х годах. На первых рубиновых, CO_2 и других лазерах пятно упрочнения составляло менее 1 мм, и требовалось предварительное нанесение светопоглощающих покрытий [1, 2]. Современные лазеры этих недостатков не имеют; пятно нагрева достигает 10 мм, предварительного нанесения покрытий перед закалкой не требуется [3].

Плазменная закалка без оплавления поверхности разрабатывалась в 1980—1990-х годах и продолжает привлекать внимание исследователей [4—6]. В начале 2000-х годов была разработана установка УДГЗ-200 для ручной поверхностной закалки плазменной дугой, которая благодаря универсальности рекомендуется к применению [7, 8].

При выполнении лазерной и плазменной закалки на поверхности создаются закаленные полосы (шириной ~10 мм, глубиной ~1 мм), которые располагаются с некоторым взаимным перекрытием. Небольшие размеры закаленных полос дают пренебрежимо малые деформации, что позволяет многие закаленные детали направлять в эксплуатацию без финишной механической обработки закаленных поверхностей, получая при этом уменьшение себестоимости и трудоемкости процесса изготовления.

Цель работы — исследование износостойкости сталей 45 и 40X, упрочненных лазерной и плазменной закалкой на серийном промышленном оборудовании, а также рассмотрение примеров их практического применения.

Методика исследования износостойкости и обсуждение результатов

Испытания на износостойкость выполняли без смазки на машине трения МИ-1М по схеме "диск—колодка" при линейной скорости скольжения 0,9 м/с за четыре цикла (этапа) по 5 мин с нагрузкой 200 Н (0,6 МПа), и последний, пятый цикл (этап) с нагрузкой 300 Н. В каждом сочета-

нии материалов испытывали три пары образцов; анализ проводили по средним значениям износа. Колодки во всех случаях выполняли из стали 45 в нормализованном состоянии; диски — из сталей 45 и 40X в нормализованном состоянии с плазменной и лазерной закалкой. Плазменную закалку выполняли установкой УДГЗ-200 со скоростью 7 мм/с за один оборот диска, полосой на всю ширину диска. Лазерную закалку выполняли со скоростью 45 мм/с за два оборота диска, полосами шириной по 5,5 мм, имеющими небольшое взаимное перекрытие. Использовали дисковый лазер¹ модели TruDisk 4001 с длиной волны лазерного излучения 1030 нм. В обоих случаях вращение дисков было механизировано. Во избежание чрезмерного нагрева при плазменной закалке под диском помещали в ванночку с водой так, чтобы нижний сегмент диска находился в воде. Твердость закаленных поверхностей измеряли ультразвуковым прибором УЗИТ-3.

Результаты испытаний на износостойкость и значения твердости испытываемых пар трения представлены на рис. 1. После первого или первых двух этапов испытаний в парах трения происходит снижение износа дисков и колодок, что свидетельствует об их приработке. Исключение составили колодки в парах трения с дисками из нормализованной стали 45, их износ на всех этапах испытаний оставался примерно на одном уровне. Увеличение нагрузки на последнем (пятом) этапе испытаний проявилось неоднозначно. Нормализованные диски из стали 40X и сопряженные с ним колодки снизили износ (<50 %). Увеличение износа произошло в парах с закаленными дисками.

Установлено, что износ дисков из стали 45 с плазменной закалкой существенно выше, чем дисков с лазерной закалкой, что объясняется их меньшей твердостью, 47 и 53 НRC соответственно (табл. 1). Были рассмотрены причины, вызвавшие различие в твердости закаленных дисков. При плазменной закалке более высокая твердость у дисков из стали 40X, а при лазерной — у дисков из стали 45. Этому имеется следующее объяснение. Лазерный луч перемещался по поверхности с более высокой скоростью (45 мм/с), чем плазменная дуга (5 мм/с), что обеспечило скорость охлаждения не ниже критической для сталей 45 и 40X. Благодаря этому обе стали закалились на твердость, примерно соответствующую их максимально возможной,

¹ Упрочнение выполнено в Ассоциации "Вятский лазерный инновационно-технологический центр"; руководитель А.М. Чирков.

Таблица 1

Значения коэффициентов износостойкости $K_{из}$

Материал диска	Вид обработки, твердость	$K_{из} (Ih \cdot 10^7)^*$	
		Диск	Колодка
45	Нормализация, 20 HRC	1 (1,36)	1 (11,49)
	Плазменная закалка, 47 HRC	15 (0,09)	14 (0,80)
	55 HRC	136 (0,01)	37 (0,31)
	Лазерная закалка, 53 HRC	68 (0,02)	40 (0,29)
40X	Нормализация, 22 HRC	1 (1,84)	1 (12,21)
	Плазменная закалка, 49 HRC	61 (0,03)	32 (0,38)
	Лазерная закалка, 52 HRC	92 (0,02)	58 (0,21)

*В скобках даны значения приведенного износа с единицы площади на единице пути трения.

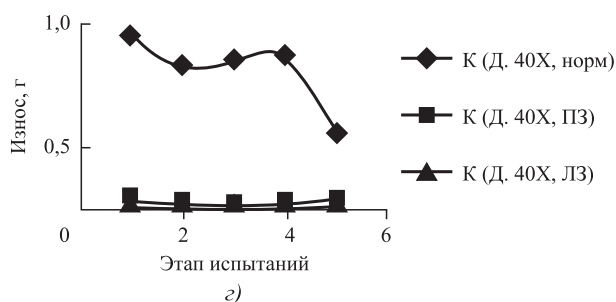
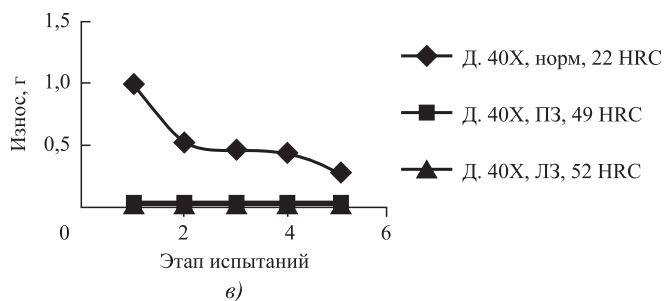
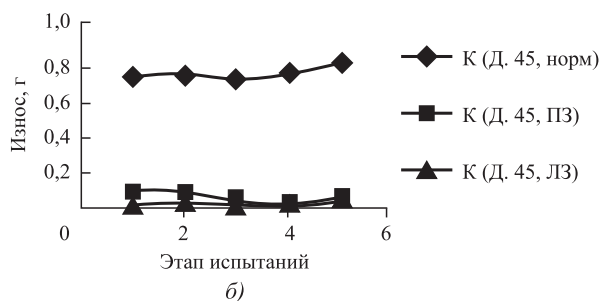
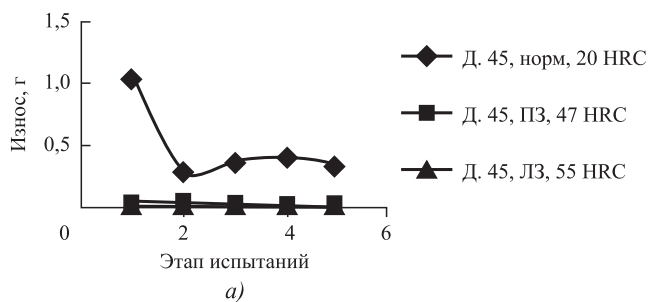


Рис. 1. Износ дисков (а, в) и колодок (б, г) на этапах испытаний в парах трения с нормализованными (норм) и закаленными (ЛЗ — лазером, ПЗ — плазмой) дисками из сталей 45 и 40X. В обозначениях колодок в скобках приведены характеристики сопряженных дисков

которая пропорциональна содержанию углерода. При плазменной закалке скорость охлаждения дисков из-за более медленного перемещения дуги по поверхности оказалась ниже критической, поэтому их твердость (47 и 49 HRC соответственно для сталей 45 и 40X) ниже максимально возможной. Несколько более высокая твердость дисков из 40X, чем дисков из 45, объясняется более низкой критической скоростью охлаждения стали 40X за счет ее легирования хромом.

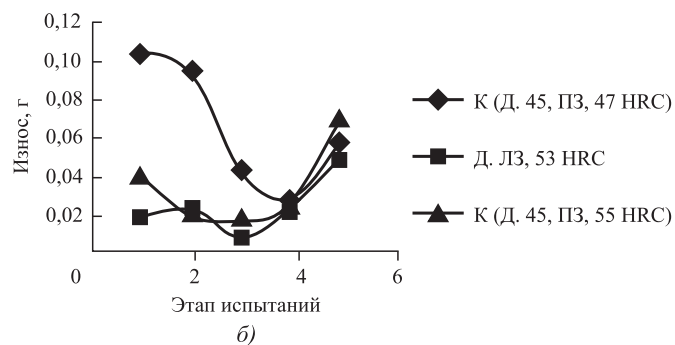
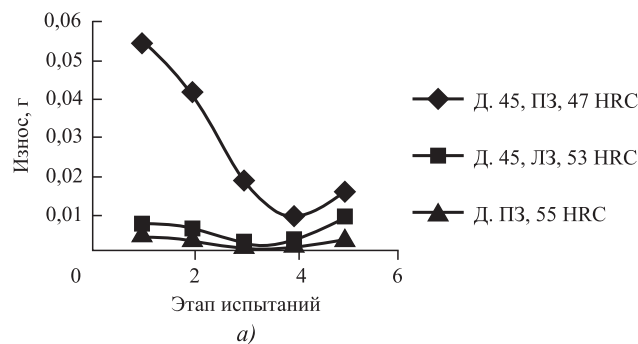


Рис. 2. Износ дисков (а) и колодок (б) на этапах испытаний в парах трения с закаленными (ЛЗ — лазером, ПЗ — плазмой) дисками из сталей 45 и 40X. В обозначениях колодок в скобках приведены характеристики сопряженных дисков

из стали 45 при подаче дополнительной струи воды на диск увеличили твердость до 55 HRC, т.е. до уровня лазерной закалки (53 HRC). Несколько более высокие значения твердости при плазменной закалке можно объяснить более длительным пребыванием нагреваемого металла при температурах аустенизации (вследствие более медленного перемещения дуги по поверхности) и, как следствие, более высоким переходом углерода в мартенсит. Изнашивание новых пар трения с повышенной твердостью, закаленных плазмой дисков, оказались аналогичным изнашиванию пар с лазерной закалкой.

Анализ износостойкости дисков и колодок в результате плазменной и лазерной закалки проведен по результатам 2—4 этапов испытаний, которые можно принять за этапы установившегося изнашивания. Были вычислены средние значения износа и интенсивности изнашивания (Ih) на этих этапах. За базу расчетов коэффициентов износостойкости приняты значения в парах с нормализованными дисками. Плазменная и лазерная закалка существенно, в десятки (15...136) раз увеличивает износостойкость дисков. При этом видно, что большим значениям твердости соответствуют более высокие значения износостойкости, что соответствует известным представлениям о влиянии твердости на износостойкость. Износостойкость закаленной стали 40X при одинаковом уровне твердости со сталью 45 несколько превосходит последнюю в износостойкости, что может быть связано с легированием ее хромом.

Таблица 2

Комплектация постов поверхностной закалки

Показатель	Лазерная закалка	Плазменная закалка
Состав оборудования	Дисковый лазер TruDisk 4001, робот KUKA KR60, поворотный стол KUKA DKP 400.1	Установка УДГЗ-200*
Совокупная потребляемая мощность, кВт	~36	~8
Совокупная масса, кг	>1000	~40
Производительность закалки, мм ² /с	~225	~70

* Поставляется в двух вариантах:
 — в однокорпусном исполнении для стационарных постов;
 — в двухкорпусном исполнении для передвижных постов.

Увеличение износостойкости закаленных дисков сопровождалось повышением износостойкости сопряженных незакаленных колодок. Коэффициенты износостойкости колодок (14...58) оказались ниже, чем дисков, но так же существенными.

В работе [2] испытание стали 45 на трение без смазки при возвратно-поступательном скольжении контртела из стали P18 выполняли под давлением 0,4 МПа. Было установлено, что увеличение износостойкости стали 45 в результате лазерной закалки по отношению к нормализованному состоянию составляет ~88 раз, что согласуется с данными, полученными в настоящей работе.

В табл. 2 приведено сравнение технических показателей оборудования, использованного в настоящей работе. Производительность лазерной закалки примерно в 3 раза превышает производительность плазменной, но у нее в ~4 раза выше потребление энергии, а масса оборудования (более 1 т) настолько значительная, что не предполагает использования в передвижных постах.

Примеры из промышленной практики

Лазерная закалка. По материалам, предоставленным некоммерческим партнерством "Вятский лазерный инновационно-технологический центр" (технический руководитель А.М. Чирков), можно отметить преимущественное применение лазерной закалки в крупносерийном производстве. На фирме General Motors (США) 15 лазерных установок обрабатывают картеры рулевого управления с повышением их срока службы в 5 раз. Устранение деформаций и последующего шлифования дало сокращение расходов на 80 %. Фирма "Авко Эверетт" (США) для увеличения сопротивления усталости производит 100%-ную лазерную закалку галтелей коленчатых валов тракторов. Фирма "Комацу Сэйсакусе" (Япония) в целях снижения расходов лазерной закалкой заменила азотирование шеек коленчатых валов.

Плазменная закалка. Лазерная закалка невозможна без автоматизации или роботизации процесса, что наряду с высокой стоимостью оборудования, затрудняет внедрение ее в мелкосерийном производстве, для которого более подходит плазменная закалка установкой УДГЗ-200. Предприятием ООО "Композит" (г. Нижний Тагил) выпущено более 80 установок, которые реализованы в России, Украине, Беларуси, Казахстане, Киргизии, Азербайджане.

Ручное ведение плазменной закалки дает возможность закалывать поверхности недоступные или труднодоступные для других способов, что

Таблица 3

Сопоставление маршрутных технологий изготовления деталей

Типовой технологический процесс изготовления деталей	Технологический процесс изготовления деталей с плазменной (лазерной) закалкой
1. Черновая механическая обработка детали. 2. Перевозка на термический участок (цех, завод) для проведения закалки ТВЧ или цементации или улучшения. 3. Проведение термической обработки. 4. Перевозка на участок (цех, завод) для чистовой механической обработки. 5. Чистовая механическая обработка (правка, шлифовка)	1. Черновая и чистовая механическая обработка детали с финишной плазменной (лазерной) закалкой непосредственно на участке механической обработки

расширяет сферу применения установки УДГЗ-200 и обеспечивает загруженность ее работой. Закалка чаще всего происходит без подачи воды на деталь, за счет теплоотвода в ее тело [9]. Это позволяет создавать рабочие места не только в специальных термических цехах, но и на механических или сборочных участках, что уменьшает капитальные вложения и сокращает логистику техпроцессов изготовления деталей (табл. 3).

На рис. 3, а показана закалка установкой УДГЗ-200. Перемещением дуги по поверхности создается закаленная полоса, имеющая цвета побежалости (рис. 3, б). В сечении она имеет форму сегмента (рис. 3, в). Ее микроструктура представлена темным фоном (рис. 3, г) и, судя по высоким значениям микротвердости 500...650 НВ (рис. 3, д), является мартенситом. По мере удаления от поверхности все более четко проступают очертания исходной феррито-перлитной структуры, свидетельствующие о неполной перекристаллизации при нагреве. Сопутствующее неполной перекристаллизации постепенное снижение твердости делает закаленный металл стойким к образованию трещин как при закалке, так и при эксплуатации.

При передаче труб диаметром 530...820 мм с участка сварки на участок отделки в Челябинском трубопрокатном заводе используются скоростные тележки, передвигающиеся по рельсам (тип А55), поставляемым из Германии. Их срок службы составлял 3...4 месяца, а на концевых участках ускорения-торможения — 1...2 месяца. После того как провели плазменную закалку рельсов и тележечных колес (сталь 45), срок службы возрос до 4...5 лет.

Машина для кантовки слитков в методических печах перемещается по зубчатой ($m = 24$) рейке, состоящей из 13 частей (сталь 45) длиной по 2,3 м. Засоренность песком и шлаком приводила к быстрому износу, поэтому рейку заменяли 1 раз в год, но на наиболее нагруженных участках замены частей проводили многократно. Попытка применить закалку ТВЧ оказалась неудачной; значительные деформации создали затруднения при монтаже рейки, а при эксплуатации зубья выкрошились в течение 1...2 месяцев работы. После плазменной закалки в течение трех лет эксплуатации заменили только две части рейки. Таким

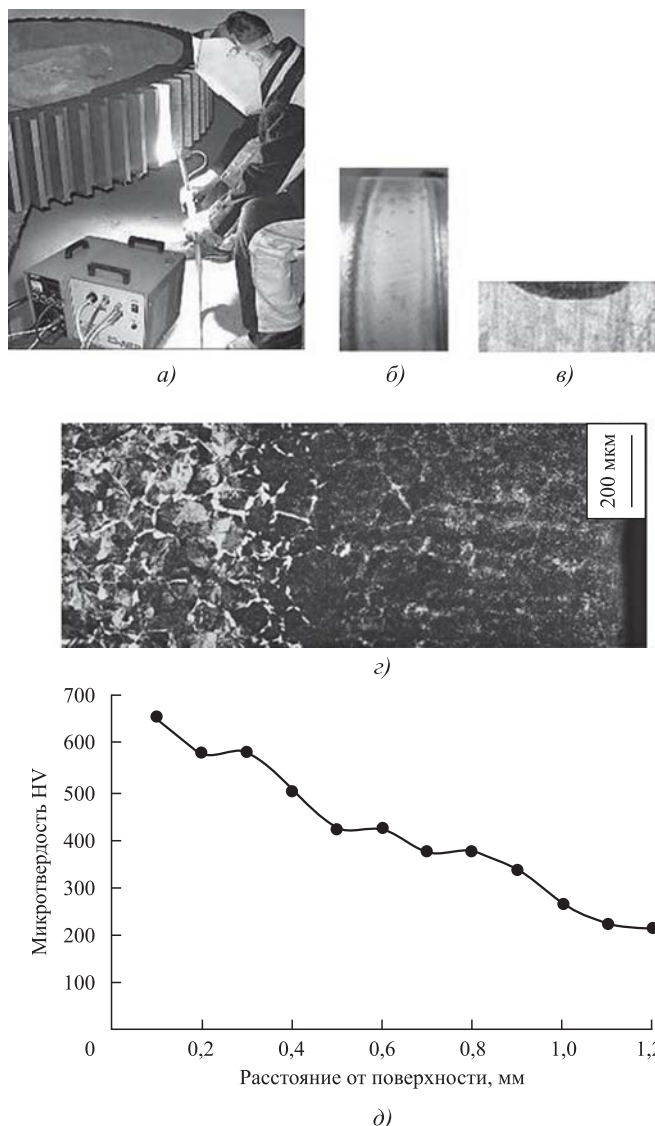


Рис. 3. Плазменная закалка установкой УДГЗ-200: а — закалка зубьев шестерни; б — закаленная полоса; в — сечение закаленной полосы; г — микроструктура стали 45 с плазменной закалкой (закаливаемая поверхность справа); д — распределение микротвердости по глубине закаленной полосы

образом, стойкость зубьев с плазменной закалкой в условиях абразивного износа увеличилась не менее чем в 3 раза.

Срок службы нормализованных зубчатых колес (сталь 35ГЛ, $z = 90$, $m = 24$) сталеразливочного крана грузоподъемностью 180 т на Челябинском металлургическом комбинате составлял ~11 месяцев при износе зубьев ~10 мм. После плазменной закалки и двойного срока эксплуатации износ зубьев составил ~1 мм, т.е. на толщину закаленного слоя. Поскольку износ не достиг предельного значения (10 мм), установкой УДГЗ-200 была сделана повторная закалка зубьев прямо на кране, без демонтажа колеса. Экономия составила ~4,8 млн руб. при эффективности вложений в плазменную закалку ~8 руб. экономии на каждый рубль затрат.

Детали малой жесткости при закалке деформируются, что делает их непригодными к эксплуатации. Применение установки УДГЗ-200 позволяет избежать этого. Ею закаливаются внутренняя эксцентричная нажимная поверхность и наружные зубья разрезной муфты патрона бурового станка, которые другими способами с приемлемыми затратами упрочнить не удавалось. Из-за возникающего искривления не проводилось упрочнения осей (нормализованная сталь 45, $\varnothing 65 \times 1050$ мм) молотковой дробилки СМД-97А. Применение установки УДГЗ-200 позволило закаливать их без нарушения допуска по радиальному биению ($\leq 0,15$ мм), что увеличило наработку дробилки в 3 раза с экономией более 400 тыс. руб. Замену осей и молотков производят при наступлении дисбаланса дробилки, вследствие увеличения зазора между осью и проушинами молотков. Плазменная закалка замедлила износ не только закаленных осей, но и сопряженных незакаленных молотковых проушин, что позволило дробилкам обрабатывать без разборки тройной срок.

Применение плазменной закалки запчастей для механического оборудования на Уралвагонзаводе началось в 2007 г. Первоначально число закаливаемых в год деталей составляло 90 и в 2015 г. достигло 370.

Лискинским заводом монтажных заготовок по экспортной поставке был получен пресс и три

комплекта матриц (сталь 30ГСЛ) для изготовления тройников к трубам диаметрами 530, 720, 820 мм. После незначительной наработки (50 штамповок) защитное покрытие на первом комплекте матриц износилось и появились "задиры". После зачистки поверхности лепестковым кругом и плазменной закалки с помощью установки УДГЗ-200 с увеличением твердости от 18 до 50 HRC штамповка стала происходить без "задириков" и в настоящее время достигла нескольких сот штамповок каждым комплектом закаленных матриц.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Обработка** деталей лучом лазера / В.М. Суминов, Е.В. Промыслов, А.К. Скворчевский, Б.Г. Кузин. М.: Машиностроение, 1969. 196 с.
2. **Исследование** термоупрочнения и износостойкости стали 45, обработанной излучением мощного многолучевого CO₂ лазера / Г.И. Козлов, Ав.А. Кузнецов, А.Д. Сокуренок, О.Р. Гриницкий // Поверхность. Физика, химия, механика. 1987. № 1. С. 68—73.
3. **Грезев Н.В., Бегунов И.А., Шамов Е.М.** Лазерное упрочнение зубьев шестерен мощным волоконным лазером // Сварочное производство. 2015. № 11. С. 25—28.
4. **Бердников А.А., Филиппов М.А., Студенок Е.С.** Структура закаленных углеродистых сталей после плазменного поверхностного нагрева // Металловедение и термическая обработка металлов. 1997. № 6. С. 2—4.
5. **Yong Xiang, Deping Yu, Qingtao Li et al.** Effects of thermal plasma jet heat flux characteristics on surface hardening // Journal of Materials Processing Technology. December 2015. Vol. 226. P. 238—246.
6. **Технологические** варианты плазменной закалки на токе обратной полярности / Д.С. Белинин, Ю.Д. Щицын, П.С. Кучев, Н.Н. Струков // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2012. № 3—2 (293). С. 99—104.
7. **Korotkov V.A.** Surface hardening equipment // Chemical and Petroleum Engineering. 2013. Vol. 48. No. 11—12. P. 705—708.
8. **Springhardt W.** Erschwinglich auct fur kleine Firmen. // Praktiker. 2014. 66. No. 5. P. 190—194.
9. **Korotkov V.A., Anan'ev S.P., Shekurov A.V.** Investigation of The Effect of The Cooling Rate on the Quality of the Surface Layer in Plasma Quenching // Welding International. 2013. Vol. 27. No. 5. P. 407—410.

О.В. Чудина

(Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет)

E-mail: Chudina_madi@mail.ru

Принципы создания высокопрочных покрытий для трибосопряжений

Предложена концепция создания высокопрочных покрытий на основе структурной теории прочности, позволяющая целенаправленно формировать структуру, способную эффективно противостоять изнашиванию и усталости. Исследовано поверхностное лазерное легирование сталей с последующим азотированием. Показано повышение поверхностной твердости, прочности, износостойкости в 15 раз и трещиностойкости в 1,5 раза по сравнению с исходными показателями сталей.

Ключевые слова: теория прочности, механизм упрочнения, износостойкость, трещиностойкость.

The concept for creating of high-strength coatings based on the structural theory of strength is proposed. It allows purposefully forming structure, that can effectively resist wear and fatigue. Surface laser alloying of steels with subsequent nitriding is studied. The increase in surface hardness, strength, wear resistance by 15 times and crack resistance by 1.5 times is shown in comparison with the standard parameters of steels.

Keywords: strength theory, hardening mechanism, wear resistance, crack resistance.

Введение

Трибологические свойства деталей машин определяются, с одной стороны, оптимизацией конструкции узлов трения и условий их эксплуатации, а с другой — рациональным выбором материалов и способа обработки для придания им высокой конструкционной прочности, обеспечивающей требуемые надежность и долговечность. Критериями надежности материалов являются ударная вязкость, вязкость разрушения (живучесть, критическое раскрытие трещины и др.), а критериями долговечности — сопротивление усталости, контактная выносливость, износостойкость, сопротивление коррозии и др. Многие детали машин работают в условиях изнашивания и знакопеременных нагрузок, при которых максимальные напряжения возникают в поверхностных слоях, где сосредоточены концентраторы напряжений. Чувствительность к ним резко снижается при создании на поверхности остаточных напряжений сжатия путем упрочнения химико-термической или другой обработкой [1].

Все характеристики конструкционной прочности структурно-чувствительны, и поэтому путь повышения эксплуатационных свойств связывают с разработкой таких упрочняющих технологий, которые привели бы к созданию оптимальных структур, обеспечивающих требуемый уровень надежности и долговечности конструкций.

Формирование оптимального структурного состояния металлических материалов, обеспечивающего высокий уровень надежности и долговечности изделий, наиболее полно реализуется на основе применения принципов дислокационной теории прочности [2].

В соответствии с существующими представлениями основными механизмами упрочнения, обеспечивающими повышение напряжения пластического течения, являются упрочнение растворенными атомами внедрения или замещения, дислокациями, границами зерен и субзерен, дисперсными частицами. Упрочнение реальных металлов определяется совокупным действием всех или некоторых из перечисленных механизмов [2]:

$$\sigma_T = \Sigma \sigma_i = \sigma_0 + \Delta \sigma_{T,p} + \Delta \sigma_d + \Delta \sigma_z + \Delta \sigma_c + \Delta \sigma_{д,у}, \quad (1)$$

где σ_0 — напряжение трения кристаллической решетки (сила Пайерлса—Набарро); $\Delta \sigma_{T,p}$, $\Delta \sigma_d$, $\Delta \sigma_z$, $\Delta \sigma_c$, $\Delta \sigma_{д,у}$ — прирост предела текучести за счет соответственно твердорастворного, дислокационного (деформационного), зернограницного, субструктурного, дисперсионного упрочнения.

Учитывая сложность дислокационной теории для расчета и прогнозирования упрочнения, определены наиболее приемлемые для применения на практике аналитические зависимости влияния отдельных механизмов на общий уровень упрочнения сталей и сплавов.

Для расчета *напряжения трения кристаллической решетки* σ_0 использовали выражение:

$$\sigma_0 = [2G/(1 - \nu)] \exp[-2\pi/(1 - \nu)], \quad (2)$$

где G — модуль сдвига; ν — коэффициент Пуассона.

При расчетах суммарного упрочнения реальных металлов в качестве σ_0 можно принимать предел текучести отожженного металла.

Для расчета *дислокационного упрочнения* зависимость обобщена в виде

$$\Delta\tau_d = \alpha Gb\sqrt{\rho_d}, \quad (3)$$

где α — параметр междислокационного взаимодействия, значение которого определяется степенью упорядоченности сплава и долей одиночных вакансий в общей плотности дислокаций; b — вектор Бюргерса дислокации; ρ_d — плотность дислокаций.

Предел текучести реальных чистых металлов, имеющих повышенную плотность дислокаций ρ_d , складывается из двух составляющих: значения σ_0 , обусловленного силой Пайерлса—Набарро, и значения $\Delta\sigma_d$, связанного с деформационным упрочнением, т.е. с учетом ориентационного множителя m вычисляется как

$$\sigma_T = \sigma_0 + \alpha m Gb\sqrt{\rho_d}. \quad (4)$$

Для расчета *зернограничного упрочнения* применяют соотношение Холла—Петча:

$$\sigma_T = \sigma_i + \Delta\sigma_3 = \sigma_i + K_3 d_3^{-1/2}, \quad (5)$$

где σ_i — предел текучести матрицы при отсутствии сопротивления границ, который может быть принят как предел текучести монокристалла; K_3 — коэффициент зернограничного упрочнения; d_3 — диаметр зерна.

Субструктурное упрочнение не имеет в настоящее время однозначного количественного описания. Чаще всего используют аналогию с зернограничным упрочнением. Тогда прирост предела текучести $\Delta\sigma_c$ за счет субструктурного упрочнения описывается уравнением:

$$\Delta\sigma_c = K_c d_c^{-n}, \quad (6)$$

где K_c — коэффициент субструктурного упрочнения; d_c — размер субструктурного элемента; n — показатель степени, изменяющийся от 1/2 до 1.

При расчете субструктурного упрочнения используется соотношение Кульман-Вильсдорф,

в котором показатель степени $n = 1$, т.е. прирост предела текучести обратно пропорционален размеру ячейки l :

$$\Delta\sigma_{я} = K_{я} l^{-1}, \quad (7)$$

где $K_{я} = 1,5 \cdot 10^{-4}$ МПа·м.

Анализ показывает, что для многих твердых растворов замещения в α -железе, а также для разбавленных твердых растворов, которыми являются большинство конструкционных сталей, при расчете *твердорастворного упрочнения* можно использовать выражение, предложенное Моттом и Набарро:

$$\Delta\tau_{т.р} = G\delta_L^2 C_L, \quad (8)$$

где G — модуль сдвига материала матрицы; C_L — атомная концентрация растворенного элемента; $\delta_L = \frac{2(a_m - a_L)}{a_m + a_L}$ — параметр размерного несоответствия; a_m — период решетки матричного металла; a_L — период решетки растворенного элемента.

При расчете твердорастворного упрочнения для твердых растворов элементами внедрения, например азотом, можно воспользоваться выражением Мотта—Набарро

$$\Delta\sigma_{т.р}^N = k_N C_N^L, \quad (9)$$

где k_N — коэффициент твердорастворного упрочнения азотом, принимаемый для железа равным 4670 МПа независимо от типа легирующего элемента.

Для расчета *дисперсионного упрочнения* когерентными частицами наиболее простым и доступным является количественное описание дисперсионного упрочнения, выведенное Моттом и Набарро:

$$\Delta\tau_{м-н} = 2G\varepsilon f, \quad (10)$$

где f — объемная доля; ε — параметр вынужденной деформации: $\varepsilon = \frac{3K\delta}{3K + 2E(1 + \nu)}$; K — объемный модуль упругости выделения; E — модуль упругости выделения; ν — коэффициент Пуассона матрицы.

Для расчета дисперсионного упрочнения некогерентными частицами наиболее адекватно выражение, описывающее прирост напряжения течения по механизму Орована:

$$\Delta\tau_{ор} = 0,85 \frac{Gb}{2\pi(l - D)} \Phi \ln\left(\frac{l - D}{2b}\right), \quad (11)$$

где l — среднее расстояние между центрами частиц;

$$D — \text{средний диаметр частиц; } \Phi = \frac{1}{2} \left(1 + \frac{1}{1 - \nu} \right).$$

Наиболее благоприятными механизмами, обеспечивающими сочетание высокой прочности с достаточным запасом пластичности, являются зернограничное упрочнение σ_z , твердорастворное упрочнение $\sigma_{т.р}$ (если легирующие элементы измельчают зерно) и субструктурное упрочнение σ_c . Увеличение плотности неорганизованных дислокаций σ_d , повышая прочность, в наибольшей степени снижает вязкость разрушения. Дисперсионное упрочнение $\sigma_{д.у}$ эффективно повышает прочностные характеристики.

На основе реализации тех или иных механизмов упрочнения путем целенаправленного формирования структуры можно получить требуемые характеристики конструкционной прочности для деталей, работающих в конкретных условиях эксплуатации. Используя различные технологические комбинации, можно задействовать максимальное количество упрочняющих механизмов и сформировать структуру с высокими и сверхвысокими физико-механическими свойствами [3].

Основные технологические методы реализации важнейших упрочняющих механизмов — пластическое деформирование, в особенности с применением ультразвука, закалка на мартенсит, лазерная обработка преимущественно с оплавлением и добавлением карбидо- и нитридообразующих легирующих элементов, химико-термическая обработка, особенно азотирование и др. При лазерном легировании стали реализуются дислокационный, твердорастворный, зернограничный и субструктурный механизмы.

Расчеты работы [4] показывают, что наибольший вклад в общий уровень упрочнения вносит дисперсионный механизм, прежде всего когерентными с матрицей частицами нитридов легирующих элементов. Такой механизм можно реализовать азотированием, если предварительно провести лазерное легирование нитридообразующими элементами. Одновременно, нагрев при азотировании снимает неблагоприятные растягивающие напряжения, возникающие на границе между легированным слоем и основой после лазерного воздействия, а также приводит к полигонизации дислокаций с образованием ячеистой субструктуры.

В качестве примера применения принципов структурной теории прочности при разработке упрочняющей технологии может быть предложена комбинация, сочетающая лазерное легирование (ЛЛ) и азотирование (N).

Цель работы — исследование влияния лазерного легирования поверхности нитридообразующими элементами и последующего азотирования на структуру, твердость, износостойкость и трещиностойкость конструкционных сталей.

Материалы и методика исследования

Обработке подвергали углеродистые конструкционные стали элементами V, Cr, Mo, Al и др. с использованием лазерного излучения как в импульсном режиме с мощностью излучения 24 Дж, так и в непрерывном режиме с мощностью 1 кВт при скорости перемещения луча 2...30 мм/с. Азотирование проводили в атмосфере аммиака при температуре 540...570 °С в течение 3...6 ч. Испытания на износостойкость выполняли на установке для исследования трибологических свойств по схеме "ролик—колодка" в условиях сухого трения с определением стабилизированного коэффициента трения. Испытания на трещиностойкость при малоцикловом нагружении проводили на установке ЗД-10, при многоцикловом — на установке УРС-20/30000, фрактографические исследования — на электронном микроскопе Jeol-U3.

Результаты исследования и их обсуждение

В целях реализации максимально возможного числа упрочняющих механизмов при выборе материала матрицы, типа легирующих элементов и технологических параметров лазерного легирования и последующего азотирования необходимо, чтобы легирующие элементы обладали высоким сродством к азоту и увеличивали растворимость азота в феррите. С учетом этих требований в качестве легирующих элементов выбрали V, Cr, Mo и Al.

Металлографическим, рентгеноструктурным и микрорентгеноспектральным анализами установлено, что при оптимальных технологических режимах в зоне лазерного легирования ванадием, хромом и алюминием формируется структура легированного феррита с чрезвычайно мелким зерном 2...5 мкм, что приводит к увеличению микротвердости примерно до 6000 МПа. При легировании молибденом в структуре возможно выделение интерметаллидных фаз, повышающих микротвердость упрочненного слоя до 11 000 МПа.

После азотирования при $T = 540$ °С в течение 3 ч лазерно-легирующей поверхности V, Cr и Mo в упрочненном слое формируется, как правило, однофазная структура α -твердого раствора, легированного азотом, без включений частиц нитридов. В зонах, легированных Al, образуется двухфазная

структура $\alpha + \gamma'$ -фаза $(Fe, Al)_4N$. Такая обработка обеспечивает существенное увеличение микротвердости: ЛЛ(Al) + N до 21 000 МПа, ЛЛ(V) + N до 18 500 МПа, ЛЛ(Cr) + N до 18 000 МПа; ЛЛ(Mo) + N до 12 000 МПа. Повышение твердости объясняется тем, что после азотирования дополнительно включается механизм твердорастворного упрочнения азотом. При азотировании сталей, лазерно-легированных алюминием микротвердость максимальна, так как в этом случае механизм увеличения прочности сочетает в себе компоненты как твердорастворного, так и дисперсионного упрочнения γ' -фазой $(Fe, Al)_4N$.

Повышение продолжительности процесса азотирования до 6 ч или проведение старения приводит к выделению нитридов легирующих элементов полностью или частично когерентных с матрицей и, как следствие, к дополнительному упрочнению. Экспериментально установлено, что максимальный уровень упрочнения достигается после старения при температуре 250 °С в течение 0,5...1 ч за счет выделения дисперсных частиц оптимальной степени когерентности.

Важным достоинством поверхности с нитридным упрочнением является ее высокая теплостойкость (до 600 °С), что актуально для изделий, работающих при повышенных температурах или в условиях трения на высоких скоростях, в то время как мартенситные структуры, получаемые при цементации, закалке и отпуске, распадаются с потерей прочности уже при 250 °С.

К основным триботехническим показателям относят твердость, износостойкость, антифрикционность, фрикционную теплостойкость, прирабатываемость и т.д., которые в значительной степени зависят от химического состава и структуры поверхностных слоев металлов [5].

В таблице представлены результаты испытаний на износостойкость. Видно, что лазерное

легирование всеми исследуемыми элементами уменьшает износ образцов по сравнению с нормализованной сталью 20 в 2—5 раз в зависимости от типа легирующего элемента.

Наибольший износ поверхности наблюдается на образцах, легированных алюминием, а наименьший — молибденом. Это объясняется, с одной стороны, более высокой твердостью поверхности, легированной молибденом (8500 МПа), а с другой — низким коэффициентом трения за счет образующихся в зоне контакта оксидов, играющих роль смазки в процессе трения.

Последующее азотирование повышает износостойкость стали 20, легированной ванадием, в 15 раз. Легирование алюминием дает еще более высокие триботехнические показатели, однако теплостойкость таких слоев несколько ниже, по сравнению с другими элементами. Сравнительные испытания на износ нитраллоя 38Х2МЮА, азотированного по аналогичным режимам, показали, что сталь 20 после комбинированной обработки обладает в 1,5—3,0 раза большей износостойкостью.

Большое влияние на трибологические свойства сталей оказывает степень заполнения поверхности упрочненными зонами. Наилучшие характеристики износостойкости на этапе приработки достигаются при 50%-ном заполнении поверхности зонами легирования, так как при лазерной обработке формируется структура по типу Шарпи: мягкая основа — твердые включения, когда в процессе трения мягкая основа истирается, и контакт трущихся поверхностей идет по вершинам твердых включений, снижая коэффициент трения. При 100%-ном упрочнении поверхности, когда зоны лазерного легирования перекрывают друг друга на 5...10 %, сопротивление износу выше на втором участке кривой износа при так называемом окислительном изнашивании. Полностью притертая поверхность также представляет собой чередование упрочненных и неупрочненных зон вследствие снижения твердости в зонах перекрытия, в том числе, и из-за повторного нагрева при лазерной обработке.

Другим важнейшим трибологическим свойством поверхности в процессе трения является сопротивление усталости. В работе проводили циклические испытания в условиях многоциклового нагружения с частотой 200 Гц и в условиях малоциклового нагружения с частотой 0,1 Гц в целях определения скорости роста усталостной трещины и порогового значения коэффициента интенсивности напряжений, ниже которого трещина не развивается. При упрочнении поверх-

Влияние лазерного легирования и азотирования на трибологические характеристики стали 20

Легирующий элемент	Твердость, МПа, после		Износостойкость, мг/км, после		Коэффициент трения после	
	ЛЛ	ЛЛ + N	ЛЛ	ЛЛ + N	ЛЛ	ЛЛ + N
Без ЛЭ	2500	2600	30	23	0,3	0,26
Al	4000	21 000	11	1,2	0,24	0,07
Cr	5800	17 000	10	3,8	0,23	0,08
V	5900	18 500	8	1,9	0,23	0,16
Mo	8500	11 000	6	7,3	0,18	0,06

ности сталей неперекрывающимися лазерными "дорожками" наблюдается нестабильный рост трещины, ускорения которой чередуются с периодическим торможением. Испытания в условиях многоциклового нагружения образцов, подвергнутых лазерной обработке перекрывающимися "дорожками", показали некоторое снижение скорости роста усталостной трещины и увеличение порогового значения коэффициента интенсивности напряжений, ниже которого трещина не развивается по сравнению с нормализованной сталью 20. Последующее азотирование еще больше сдвигает кинетические диаграммы усталостного разрушения вправо и свидетельствует о повышении трещиностойкости стали примерно в 1,5 раза. Наилучшие результаты при многоцикловом нагружении достигаются легированием молибденом, а при малоцикловом — ванадием и хромом.

Фрактографическими исследованиями установлено, что в изломе сталей, упрочненных по комбинированной технологии ЛЛ + N, наблюдаются вязкие составляющие, тогда как после лазерного легирования изломы стали 20 имеют явно выраженный хрупкий характер, что обусловлено значительным вкладом дислокационного механизма в общий уровень упрочнения. При лазерном легировании и последующем азотировании на поверхности стали формируется структура, упрочненная дисперсными частицами нитридов легирующих элементов, затрудняющая зарождение трещины и способствующая эффективному ее торможению, особенно на ранней стадии роста, а вклад дислокационного механизма упрочнения существенно уменьшается.

Таким образом, комбинация двух взаимодополняющих и повышающих эффективность друг друга технологий, заключающаяся в лазерном легировании (ЛЛ) углеродистых сталей нитридообразую-

щими элементами с последующим азотированием, позволяет задействовать максимально возможное количество упрочняющих механизмов и целенаправленно создать структуру, способную эффективно противостоять изнашиванию и усталости.

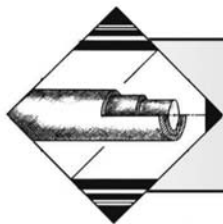
Исследовано поверхностное лазерное легирование сталей нитридообразующими элементами с последующим азотированием, показано повышение поверхностной твердости, прочности, износостойкости в 15 раз и трещиностойкости в 1,5 раза по сравнению с исходными показателями сталей.

Автор выражает благодарность лаборатории механических свойств конструкционных материалов Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, ее руководителю профессору В.Ф. Терентьеву и А.Г. Бочвару за помощь в проведении усталостных испытаний, фрактографических исследований и интерпретации полученных результатов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.** Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.
2. **Тушинский Л.И.** Теория и технология упрочнения металлических сплавов. Новосибирск: Наука, 1990. 306 с.
3. **Чудина О.В.** Технологические пути повышения механических свойств сталей на основе структурной теории прочности // Технология металлов. 2003. № 6. С. 16—23.
4. **Чудина О.В., Петрова Л.Г., Боровская Т.М.** Механизмы упрочнения железа при лазерном легировании и азотировании // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 4. С. 20—26.
5. **Браун Э.Д., Буше Н.А., Буяновский И.А. и др.** Основы трибологии (трение, износ, смазка): учебник для вузов / под ред. А.В. Чичинадзе. М.: Центр "Наука и техника", 1995. 778 с.





¹Ю.Р. Копылов,² А.В. Толчеев, ¹О.В. Горожанкина
(¹Воронежский государственный технический университет, ²ООО "ОКБМ", г. Воронеж)
E-mail: Urkopulov@mail.ru

Электрогальваномеханическое восстановление изношенных шеек крупногабаритных коленчатых валов толстым слоем железа с послойным упрочнением

Приведено описание вневанного способа восстановления изношенных шеек крупногабаритных коленчатых валов электрогальваническим железнением в проточном электролите с механическим упрочняющим воздействием при небольших температурах (40...50 °С). Данный способ позволяет предотвратить коробление крупногабаритных коленчатых валов, обеспечить требуемую толщину (1,5...1,8 мм), необходимую микротвердость (600...650 HV) и низкий параметр шероховатости ($Ra = 1,25...2,5$ мкм). Применение в качестве электролита хлористого железа позволяет при невысоких материальных и энергетических затратах обеспечить быструю окупаемость.

Ключевые слова: электрогальваномеханическое осаждение железа, микротвердость, электролит на основе хлористого железа.

External method for the restoration of worn-out necks of large crankshafts by electroplating in flowing electrolyte with mechanical hardening at low temperatures (40...50 °C) is described. This method allows to prevent warpage of large crankshafts, to provide the required thickness (1.5...1.8 mm), the necessary microhardness (600...650 HV) and low roughness parameter ($Ra = 1.25...2.5$ μm). The use of iron chloride as electrolyte allows for quick pay-back at low material and energy costs.

Keywords: electro-galvanic deposition of iron, microhardness, electrolyte based on ferric chloride.

Введение

В машиностроении изготавливается большая номенклатура крупногабаритных дорогостоящих коленчатых валов мощных дизелей тепловозов, морских судов, кораблей и подводных лодок. Габаритные размеры таких коленчатых валов достигают длины 3...5 м, а диаметр коренных шеек составляет 125...250 мм.

Анализ коленчатых валов мощных дизелей, принятых на капитальный ремонт, показывает, что 20...30 % шеек валов имеют неустраняемые дефекты в виде микротрещин. Они восстановлению не подлежат. Остальные 70...80 % шеек валов имеют износ 0,5...0,7 мм, при этом имеют сохранившийся остаточный ресурс [1] и могут быть восстановлены, если обеспечить осаждение металла толщиной 1,5...1,7 мм на сторону при отсутствии коробления вала и при достижении требуемой прочности сцепления и необходимой микротвердости 600...650 HV [2].

В практике машиностроения применяются различные способы восстановления изношенных поверхностей (шеек) валов: наплавка сварным электродом, детонационное напыление и другие методы, обеспечивающие большую толщину покрытия. Однако все эти процессы сопровождаются интенсивным тепловым воздействием, что приводит к короблению валов.

Известны способы нанесения покрытий электрохимического железа и хрома без термического воздействия, но ими возможно получить толщину только 0,3...0,4 мм на сторону, в то время как износ шеек большинства крупногабаритных коленчатых валов составляет 1,5 мм.

Другой недостаток электрогальванических (ЭГ) способов осаждения состоит в том, что они способствуют окислению между зёрнами и коррозии поверхностного слоя, что снижает сопротивление усталости изделия. Этому недостатку лишена технология электрогальваномеханического осаждения железа с послойным упрочне-

нием [3]. Исследования показали, что технология вневанного восстановления электрогальваническим осаждением железа в проточном электролите с механическим воздействием выглаживающим инструментом возможна при температурах 40...50 °С, что предотвращает коробление вала, при этом обеспечивает требуемую толщину (1,5...1,7 мм) и необходимые микротвердость восстановленного слоя (600...650 HV) и шероховатость ($Ra = 1,25...2,5$ мкм) [4]. Технология имеет невысокие материальные и энергетические затраты, при этом используется хорошо утилизируемый электролит хлористого железа, что в совокупности обеспечивает ее быструю окупаемость.

Исследование процесса восстановления изношенных шеек крупногабаритных коленчатых валов электрогальваномеханическим (ЭГМ) осаждением с послойным упрочнением является актуальной проблемой машиностроения.

Восстановленный слой содержит ограниченное количество вредных примесей (водорода до 0,0043 %, серы до 0,0021 %), что позволяет получать более плотный толстый слой железа толщиной 1,5...1,7 мм.

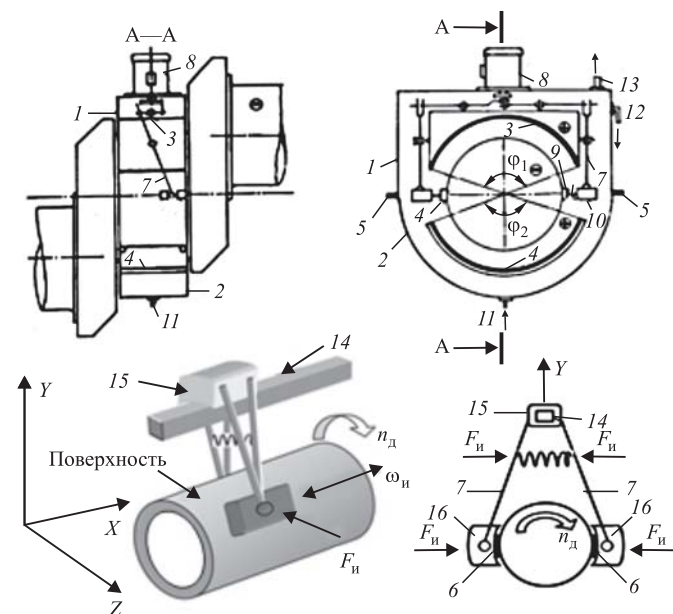


Рис. 1. Схема электрогальваномеханического восстановления изношенных шеек:

1, 2 — части разъемного контейнера; 3, 4 — анод, состоящий из двух частей; 5 — уплотнение; 6 — инструмент для послойного упрочнения; 7, 9 — рычаги; 8, 10 — электропривод; 11 — штуцер для подачи электролита; 12 — штуцер для слива электролита; 13 — штуцер для удаления образующегося водорода; 14 — направляющая; 15 — суппорт; 16 — инструментальная головка; n_d — частота вращения восстанавливаемой шейки 40...60 мин⁻¹; ω_n — частота перемещений инструмента 35...45 мин⁻¹

Сцепление восстановленного слоя с металлом образца настолько прочное, что даже при изгибе образца на 180° его разрушение и отслаивание не происходят. Это достигается за счет того, что протравленную поверхность образца декапируют перед началом осаждения с применением переменного тока в ванне железнения без доступа воздуха с плавным переходом к пульсирующему току и подключением минусовой составляющей источника тока к образцу коленчатого вала (рис. 1).

Механическое воздействие керамической диэлектрической пластиной применяется после 10...15 мин после начала процесса, когда 40...50 % площади восстанавливаемой поверхности шейки вала покрыто образовавшимися центрами кристаллизации железа. Это позволяет повысить прочность сцепления с 30...50 МПа при ЭГ-осаждении до 200...250 МПа при ЭГМ-осаждении, т.е. приблизительно в 5 раз выше в сравнении с обычным стандартным декапированием в открытой сернокислрой ванне.

Методика исследований

Использовали следующие методики исследования: профиллограф-профилометр для измерения параметров шероховатости; кулонометрический и энергодисперсионный анализ — для определения химического состава; световую микроскопию — для определения микроструктуры; фрактографию — для изучения морфологии поверхности, рентгеноструктурный анализ (РСА) — для определения внутренних напряжений II рода, фазового состава и текстуры покрытия; методы Давыденкова — для определения остаточных напряжений I рода, Виккерса — для измерения микротвердости, Олларда—Мелкова при определении прочности сцепления восстановленного слоя с основой на разрыв и изгиб и другие методики [5].

Слоистость структуры (возникает вследствие периодически формирующихся на образце-катоде слоев с содержанием гидроксидов) наблюдается в общем случае ЭГ-покрытий железа, что негативно сказывается на прочности сцепления покрытия с основным металлом и сопротивлении усталости. Результаты исследования подтверждают наличие слоистости ЭГ-покрытий. При исследовании ЭГМ толстослойных железных покрытий слоистость не возникает. Это объясняется тем, что выглаживающий инструмент периодически с оптимальной силой (давлением) воздействует на образующиеся кристаллы восстановленного слоя покрытия, систематически очищает его от гидроксидов.

Результаты исследований и их обсуждение

Размер зерна ЭГ-покрытия (без механического воздействия) находится в пределах $10^{-5} \dots 10^{-6}$ см. При ЭГМ-осаждении размер зерна уменьшается, структура становится ультрадисперсной. В толстослойных покрытиях возникают поры как связанные, так и не связанные между собой (рис. 2). Однако в ЭГМ-покрытии плотность распределения пор на единицу площади поверхности в 2...3 раза меньше, чем в ЭГ-покрытии.

Размерные параметры пор при ЭГМ-осаждении: ширина поры 1,0...2,5 мкм, расстояние между порами 2...9 мкм, длина поры 30...50 мкм. При ЭГМ-осаждении на срезе видны только поры, а при ЭГ-осаждении помимо пор очевидно просматривается слоистость.

Параметр шероховатости ЭГМ толстослойного покрытия при использовании выглаживающего инструмента уменьшается в 10...20 раз $Ra = 1,25 \dots 2,5$ мкм (рис. 3). Это обеспечивается регулярным выглаживающим силовым воздействием инструмента на поверхность восстанавливаемого слоя, удалением пузырьков водорода и гидрооксидов. При этом скорость нанесения покрытий со временем не снижается. Параметр шероховатости ЭГ толстослойного покрытия без применения выглаживающего инструмента значительно больше и составляет $Ra = 20 \dots 40$ мкм за счет образующихся дендритов и пузырьков водорода.

Максимально достигнутая толщина ЭГМ-покрытия за время осаждения 6 ч составляет 1,8 мм без снижения скорости прироста толщины слоя (рис. 4).

В ЭГ-покрытии происходит снижение скорости роста толщины осадка со временем; общая толщина слоя за период времени осаждения 6 ч составляет менее 1,4 мм.

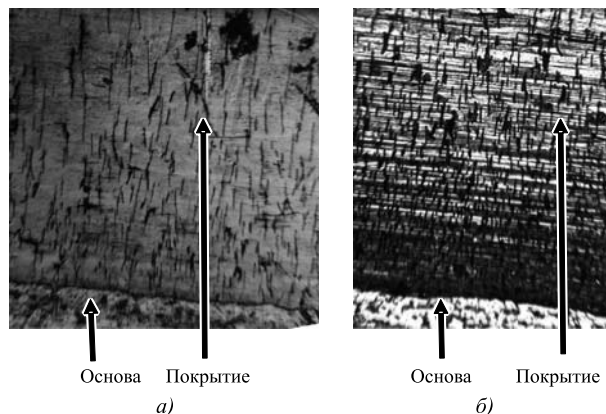


Рис. 2. Изображения пор и слоистости в срезе осажденного железа ($\times 200$):

a — ЭГМ-осаждение; *б* — ЭГ-осаждение

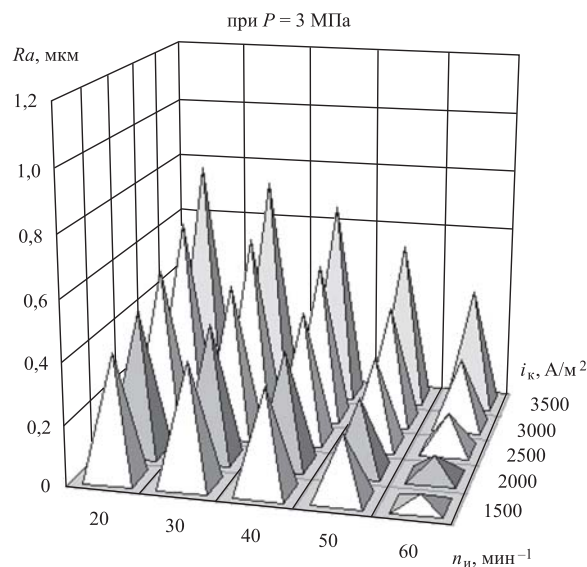


Рис. 3. Гистограммы зависимости параметра шероховатости Ra от частоты перемещений инструмента ν_n и плотности тока i_k

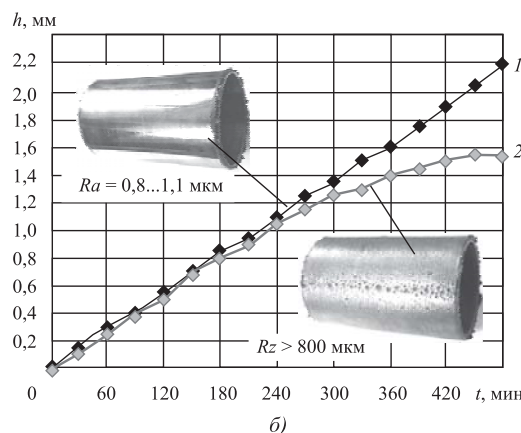
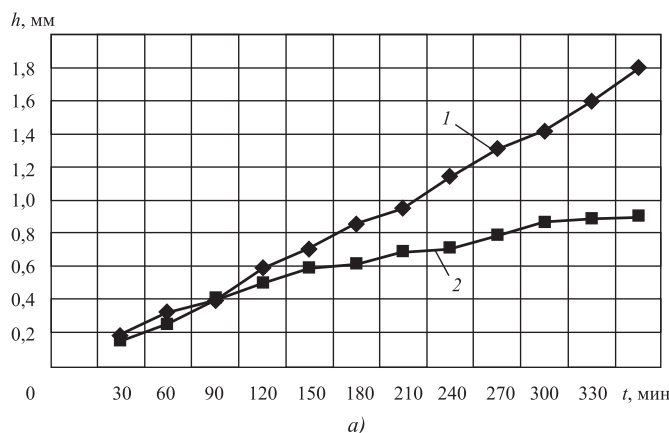


Рис. 4. Зависимости толщины ЭГ- и ЭГМ-покрытий от времени осаждения (*a*) и толщины восстановленного слоя от времени ведения процесса гальваномеханического осаждения (*б*):

1 — для ЭГМ-осаждения; 2 — для ЭГ-осаждения

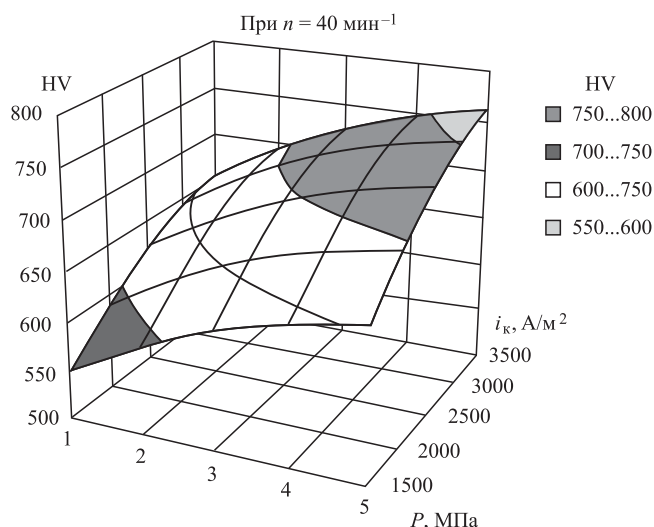


Рис. 5. Диаграммы зависимости микротвердости HV от давления инструмента P и плотности тока i_k

Микротвердость ЭГ-покрытия составляет примерно 400...500 HV. Микротвердость ЭГМ-покрытия выше и равна 600...700 HV (рис. 5). Это связано с упрочнением покрытия выглаживающим инструментом, который воздействует на поверхность растущих кристаллов и вызывает искажения кристаллической решетки. Твердость основы (сталь 38ХНМ3А) составляет 230...250 HV.

Микротвердость ЭГМ-покрытия возрастает на 25...30 % с увеличением катодной плотности тока с 1000 до 2500 А/м² и на 15...20 % с повышением силы прижатия инструмента на восстанавливаемую поверхность 1...3 Н.

Стандартное декапирование в серной кислоте при подготовке поверхности обуславливает небольшую прочность сцепления, которая достигает при ЭГ-осаждении значений 38,5...57,7 МПа (рис. 6).

Для увеличения прочности сцепления декапирование образцов выполняется в проточной ванне железнения с использованием переменного тока с плавным переходом к пульсирующему току с подключением минусовой составляющей тока к образцу. Это позволяет повысить прочность сцепления при ЭГМ приблизительно в 5 раз — до 200...250 МПа.

ЭГ-покрытие полностью отслоилось после испытания на прочность сцепления покрытия с основой (рис. 7, а), ЭГМ-покрытие не отслоилось даже при изгибе на 180° (рис. 7, б).

На поверхности ЭГ-покрытия имеются растягивающие напряжения, близкие к пределу прочности самого покрытия. В ЭГМ-покрытии растягивающие напряжения уменьшаются и прибли-

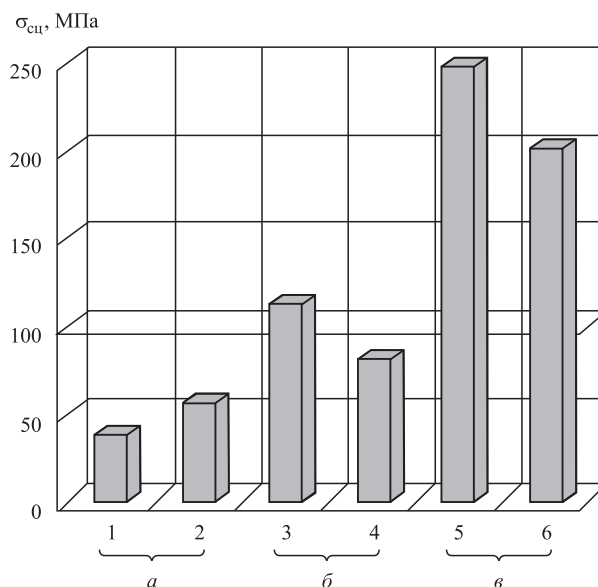


Рис. 6. Гистограмма зависимости прочности сцепления от режимов декапирования при электрохимической подготовке поверхности:

а — типовое декапирование в 30%-ном растворе серной кислоты; б — декапирование в электролите осаждения железа; в — декапирование в электролите осаждения железа с воздействием переменным током; 1—6 — образцы

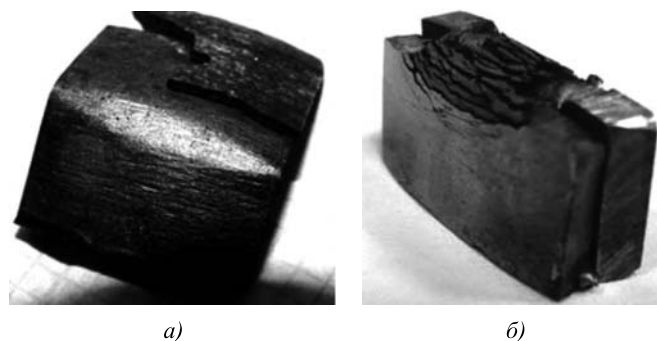


Рис. 7. Образцы после испытаний на прочность сцепления: а — ЭГ-покрытие; б — ЭГМ-покрытие

жаются к сжимающим. Данный эффект возникает в результате того, что инструмент систематически удаляет водород с поверхности формирующегося покрытия, что значительно уменьшает внутренние напряжения, возникающие из-за деформации решетки водородом, а также одновременно послойно упрочняет поверхность.

Выводы

1. Микротвердость, шероховатость, толщина осажденного слоя железа наряду с плотностью тока в большей степени зависят от силы прижатия, направления перемещения детали и упроч-

нящего инструмента. Применение механического воздействия повышает микротвердость ЭГМ-покрытия на 15...20 %. Повышение удельной плотности тока с 1000 до 2500 А/м² повышает микротвердость на 20...30 %.

2. В начале осаждения не следует применять механическое воздействие в течение 10...15 мин, так как на этом этапе оно мешает зарождению центров кристаллизации. Применение механического воздействия в процессе осаждения обуславливает ультрадисперсную, неслоистую структуру ЭГМ-покрытия, уменьшение дефектов и вредных примесей (серы, водорода и др.).

3. Применение декапирования в ванне железнения без доступа воздуха в электролите хлористого железа позволяет значительно повысить прочность сцепления восстановленного слоя осажденного железа с основным металлом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Копылов Ю.Р.** Гальваномеханическое восстановление шеек крупногабаритных коленчатых валов // Основы проектирования и детали машин — XXI век: материалы Всерос. науч.-метод. конф. Орел, 2007. С. 336—340.
2. **Копылов Ю.Р.** Гальваномеханическое толстослойное восстановление крупногабаритных деталей // Технология машиностроения. 2011. № 3. С. 36—38.
3. **Копылов Ю.Р.** Применение гальваномеханического осталивания для ремонта крупногабаритных коленчатых валов // Перспективные технологии и технические средства в АПК: труды конф. МичГАУ. 2007. С. 37—41.
4. **Копылов Ю.Р., Горожанкина О.В.** Микроструктура восстановленного слоя при виброгальваническом осталивании // Управляемые вибрационные технологии и магниты: сб. науч. статей X науч.-техн. конф. "Вибрации — 2012". Курск, 2012. С. 301—306.
5. **Мелков М.П.** Электролитическое наращивание деталей машин твердым железом. Саратов: Приволжское книжное изд-во, 1964. 204 с.



ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ И ЗАРУБЕЖНЫЕ МАРКИ СПРАВОЧНИК

Осинцев О.Е., Федоров В.Н.

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

Цена 1300 руб.

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

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

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

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



¹Л.Б. Атлуханова, ²Г.В. Козлов

(¹Дагестанский государственный медицинский университет, г. Махачкала,

²Кабардино-Балкарский государственный университет имени Х.М. Бербекова, г. Нальчик)

E-mail: i_dolbin@mail.ru

Зависимость степени усиления нанокompозитов полимер/углеродные нанотрубки от структуры нанонаполнителя и молекулярных характеристик полимерной матрицы

Показана возможность моделирования структуры углеродных нанотрубок в полимерной матрице как комплексного армирующего элемента, состоящего из нанонаполнителя и покрывающего его межфазного слоя. Сделан вывод, что размер (радиус) кольцеобразных формирований такого комплексного элемента определяется нормализованным содержанием межфазных областей или способностью нанонаполнителя генерировать межфазные области. Изменение фазового состояния полимерной матрицы от стеклообразного к каучукоподобному приводит к изменению ее молекулярных характеристик, а именно длины статистического сегмента полимерной цепи. Качественный скачок степени усиления нанокompозитов реализуется при переходе от замкнутых кольцеобразных формирований углеродных нанотрубок к открытым (дугообразным).

Ключевые слова: нанокompозит, углеродные нанотрубки, межфазные области, степень усиления, анизотропия, структура.

The possibility for simulation of carbon nanotubes structure in polymer matrix as complex reinforcing element, consisting of nanofiller and covered it interfacial layer is shown. It is concluded that size (radius) of annular formations of such complex element is determined by normalized content of interfacial regions or ability of nanofiller to generate interfacial regions. The change of phase state of polymer matrix from glassy to rubber-like one leads to change of its molecular characteristics, namely, the length of statistical segment of polymer chain. The qualitative jump in reinforcement degree of nanocomposites is realized at transition from closed annular formations of carbon nanotubes to open (circular arc) one.

Keywords: nanocomposite, carbon nanotubes, interfacial regions, reinforcement degree, anisotropy, structure.

Введение

В настоящее время известно [1, 2], что для одних и тех же нанокompозитов с каучукоподобной и стеклообразной матрицей степень усиления гораздо выше для первых. Нанокompозиты являются структурно сложными материалами, состоящими, как минимум, из трех структурных компонент: полимерной матрицы, нанонаполнителя и межфазных областей, тесно связанных между собой. Поэтому очевидно, что свойства нанокompозита как целого будут определяться совокупным влиянием изменений структуры составляющих их компонент. Так, описанный выше эффект для нанокompозитов полимер/органоглина был объ-

яснен авторами [3] изменениями молекулярных характеристик полимерной матрицы.

Цель работы — исследование повышения степени усиления нанокompозитов полидициклопентадиен/многослойные углеродные нанотрубки (ПДЦПД/МУНТ) [2] с каучукоподобной матрицей по сравнению с этим же нанокompозитом со стеклообразной матрицей на основе изменений структуры нанонаполнителя и молекулярных характеристик полимерной матрицы.

Методика эксперимента

В качестве нанонаполнителя использованы многослойные углеродные нанотрубки (МУНТ),

имеющие внешний диаметр 15...20 нм, внутренний диаметр 5...10 нм и среднюю длину ~2,0 мкм. МУНТ были функционализированы нонборнею для повышения уровня межфазной адгезии полимерная матрица—нанонаполнитель. В качестве полимерной матрицы использован полидциклопентадиен (ПДЦПД) [2].

Для получения нанокомпозитов функционализированные МУНТ диспергировали в водном растворе ПДЦПД и обрабатывали ультразвуком для улучшения диспергирования нанонаполнителя. Затем эту смесь перемешивали с катализатором (дихлор-(3-метил-2-бутенилиден-бис-(трициклофентил) фосфином рутения) до получения однородного раствора и смешивали в течение 2 ч при 343 К и 1,5 ч при 443 К [2]. Содержание МУНТ в исследуемых нанокомпозитах варьировалось в пределах 0,05...0,40 % мас.

Динамический механический анализ (ДМА) выполнен с использованием TA Instruments модели Q800 ДМА. Образцы анализировали по способу растяжения при частоте 1 Гц в интервале температур 303...583 К при скорости нагрева 3 К/мин. Размеры образцов 35×5×1 мм. Испытания для определения модуля накопления выполняли при температуре на 15 К выше температуры стеклования матричного полимера [2].

Испытания на одноосное растяжение выполнены на приборе Universal Testing Machine (Instron 5569), оснащенный бесконтактным видеоэкстензометром, на образцах ASTM D638 типа V при температуре 293 К и скорости ползуна 1 мм/мин [2].

Результаты эксперимента и их обсуждение

Как показано в работе [2], степень усиления нанокомпозитов ПДЦПД/МУНТ E_n/E_m , где E_n и E_m — модули упругости нанокомпозита и матричного полимера соответственно, варьируется от 1,010 до 1,034 в случае стеклообразной полимерной матрицы и от 1,15 до 1,37 — в случае каучукоподобной. Рассмотрим вариацию структуры нанонаполнителя и полимерной матрицы при изменении состояния последней.

Как известно [4, 5], углеродные нанотрубки в полимерной матрице нанокомпозита формируют кольцеобразные структуры радиуса $R_{УНТ}$, что обусловлено высокой степенью анизотропии и низкой поперечной жесткостью этого нанонаполнителя. Значение $R_{УНТ}$, мкм, может быть определено с помощью уравнения [5]:

$$b_\alpha = 57(R_{УНТ}^2 - 0,022), \quad (1)$$

где b_α — безразмерный параметр, характеризующий уровень межфазной адгезии полимерная матрица—нанонаполнитель в полимерном нанокомпозите.

В свою очередь, параметр b_α определяется с помощью следующего перколяционного соотношения [3]:

$$\frac{E_n}{E_m} = 1 + 11(cb_\alpha\varphi_n)^{1,7}, \quad (2)$$

где c — постоянный коэффициент, для углеродных нанотрубок $c \approx 2,8$; φ_n — объемное содержание нанонаполнителя, оцениваемое согласно известной формуле [3]:

$$\varphi_n = \frac{W_n}{\rho_n}, \quad (3)$$

где W_n и ρ_n — массовое содержание и плотность нанонаполнителя соответственно.

Значение ρ_n , кг/м³, в случае наночастиц определяется следующим образом [3]:

$$\rho_n = 188(D_{УНТ})^{1/3}, \quad (4)$$

где $D_{УНТ}$ — диаметр углеродных нанотрубок, нм.

На рис. 1 приведены зависимости $R_{УНТ}(W_n)$ для нанокомпозитов ПДЦПД/МУНТ со стеклообразной и каучукоподобной матрицей. Как и

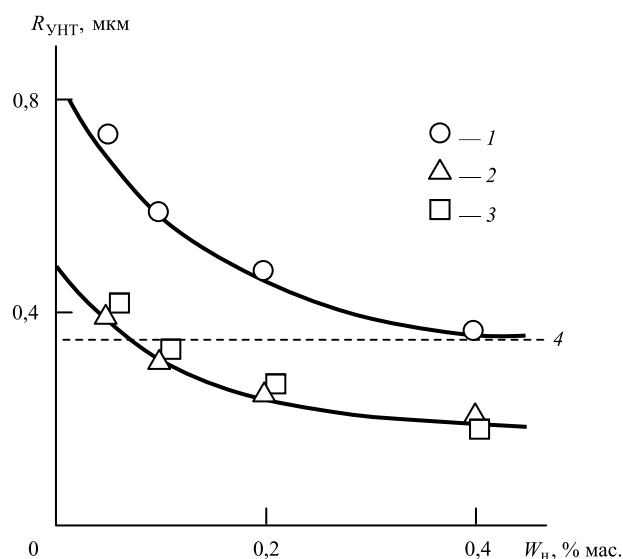


Рис. 1. Зависимости радиуса кольцеобразных формирований МУНТ $R_{УНТ}$ от массового содержания нанонаполнителя W_n для нанокомпозитов ПДЦПД/МУНТ: 1, 2 — расчет согласно уравнению (1) для нанокомпозитов с каучукоподобной и стеклообразной матрицей соответственно; 3 — расчет согласно уравнению (5); штриховая линия 4 — значение $R_{УНТ}^{кр}$

следовало ожидать, наблюдается снижение $R_{\text{УНТ}}$ по мере повышения $W_{\text{н}}$, но абсолютные значения $R_{\text{УНТ}}$ существенно (примерно в 2 раза) выше для нанокompозитов с каучукоподобной матрицей по сравнению с этими же нанокompозитами со стеклообразной матрицей.

Существует еще один метод определения радиуса $R_{\text{УНТ}}$ [6]:

$$\varphi_{\text{н}} = \frac{\pi L_{\text{УНТ}} r_{\text{УНТ}}^2}{(2R_{\text{УНТ}})^3}, \quad (5)$$

где $L_{\text{УНТ}}$ и $r_{\text{УНТ}}$ — длина и радиус углеродной нанотрубки соответственно.

Отметим принципиальное различие в подходах, используемых в уравнениях (1) и (5). Уравнение (1) учитывает реальный уровень взаимодействия полимерная матрица—нанонаполнитель (например, функционализацию углеродных нанотрубок, обработку ультразвуком и т.п.), характеризуемый параметром b_{α} , тогда как уравнение (5) принимает во внимание только геометрию углеродных нанотрубок и их содержание. На рис. 1 также приведена зависимость $R_{\text{УНТ}}(W_{\text{н}})$, рассчитанная согласно уравнению (5). Характерно, что эта зависимость практически совпадает с аналогичной зависимостью, рассчитанной согласно уравнению (1) для нанокompозитов ПДЦПД/МУНТ со стеклообразной матрицей. Это означает, что функционализация МУНТ нонборненом практически не дает результата.

Существует еще один важный качественный аспект формирования кольцеобразных структур углеродных нанотрубок, которые могут быть либо разомкнутыми, либо замкнутыми, и переход между ними определяется критическим радиусом $R_{\text{УНТ}}^{\text{кр}}$:

$$R_{\text{УНТ}}^{\text{кр}} = \frac{L_{\text{УНТ}}}{2\pi}. \quad (6)$$

Значение $R_{\text{УНТ}}^{\text{кр}}$ показано на рис. 1 горизонтальной штриховой линией 4. Данная линия по существу разделяет зависимости $R_{\text{УНТ}}(W_{\text{н}})$ таким образом, что кольцеобразные структуры в нанокompозитах ПДЦПД/МУНТ с каучукоподобной матрицей являются разомкнутыми, а в этих же нанокompозитах со стеклообразной матрицей они являются замкнутыми. Этот эффект имеет последствия, которые рассмотрены ниже.

Авторы [3] предложили молекулярную модель усиления нанокompозитов, основным уравнением которой является следующее:

$$\frac{E_{\text{н}}}{E_{\text{м}}} = 1 + \frac{0,19W_{\text{н}}l_{\text{ст}}}{D_{\text{ч}}^{1/2}}, \quad (7)$$

где $l_{\text{ст}}$ — длина статистического сегмента полимерной матрицы, нм; $D_{\text{ч}}$ — диаметр частицы нанонаполнителя, нм.

Значение $l_{\text{ст}}$ определяется следующим образом [3]:

$$l_{\text{ст}} = l_0 C_{\infty}, \quad (8)$$

где l_0 — длина скелетной связи основной цепи, для ПДЦПД $l_0 = 0,154$ нм [8]; C_{∞} — характеристическое отношение, которое является показателем статистической гибкости полимерной цепи [9].

Величина C_{∞} связана с фрактальной размерностью структуры нанокompозита d_f [10]:

$$C_{\infty} = \frac{2d_f}{d(d-1)(d-d_f)} + \frac{4}{3}, \quad (9)$$

где d — размерность евклидова пространства, в котором рассматривается фрактал (очевидно, в нашем случае $d = 3$).

Для стеклообразной матрицы ПДЦПД значение d_f определяется согласно уравнению [11]:

$$d_f = (d-1)(1+\nu), \quad (10)$$

где ν — коэффициент Пуассона, который оценивается по результатам механических испытаний с помощью соотношения [12]:

$$\frac{\sigma_{\text{т}}}{E_{\text{м}}} = \frac{1-2\nu}{6(1+\nu)}, \quad (11)$$

где $\sigma_{\text{т}}$ и $E_{\text{м}}$ — предел текучести и модуль упругости ПДЦПД, принятые согласно данным работы [2].

Оценки согласно приведенным выше уравнениям дают для нанокompозита ПДЦПД/МУНТ со стеклообразной матрицей $d_f = 2,75$ и $C_{\infty} = 5,0$. Для этого же нанокompозита с каучукоподобной матрицей $\nu = 0,475$ [11], $d_f = 2,95$ и $C_{\infty} = 21,0$.

Рассмотрим физический смысл диаметра $D_{\text{ч}}$ в уравнении (7) применительно к нанокompозитам ПДЦПД/МУНТ. Для этих нанокompозитов с каучукоподобной полимерной матрицей кольцеобразные структуры являются разомкнутыми (открытыми), вследствие чего полимер имеет свободный доступ к поверхности углеродных нанотрубок и тогда $D_{\text{ч}} = D_{\text{УНТ}}$. В случае нанокompозитов ПДЦПД/МУНТ со стеклообразной полимерной матрицей кольцеобразные структуры являются замкнутыми (закрытыми). Поскольку такие структуры представляют собой фрактальные объекты [7], то доступ полимера в их внутренние области затруднен и тогда $D_{\text{ч}} = 2R_{\text{УНТ}}$. В таблице приведены полученные эксперимен-

тально значения E_n/E_m и рассчитанные согласно уравнению (7) $(E_n/E_m)^T$ значения степени усиления для рассматриваемых нанокомпозитов. Получено хорошее соответствие теории и эксперимента (среднее расхождение E_n/E_m и $(E_n/E_m)^T$ составляет 4,3 %), что подтверждает корректность предложенной теоретической трактовки.

Уравнение (7) дает четкую физическую картину причин более высоких значений степени усиления для нанокомпозитов ПДЦПД/МУНТ с каучукоподобной матрицей по сравнению с этими же нанокомпозитами со стеклообразной матрицей. Первая причина — изменение молекулярных характеристик полимерной матрицы, а именно, увеличение $l_{ст}$ от 0,77 до 3,23 нм. Вторая причина — изменение структуры нанонаполнителя

Сравнение степени усиления, полученной экспериментально E_n/E_m и рассчитанной согласно уравнению (7) $(E_n/E_m)^T$, для нанокомпозитов ПДЦПД/МУНТ

W_n , % мас.	Нанокомпозиты ПДЦПД/МУНТ с матрицей			
	стеклообразной		каучукоподобной	
	E_n/E_m	$(E_n/E_m)^T$	E_n/E_m	$(E_n/E_m)^T$
0,05	1,0097	1,0040	1,153	1,054
0,10	1,0190	1,0079	1,221	1,107
0,20	1,0242	1,0178	1,350	1,214
0,40	1,0340	1,0400	1,374	1,429

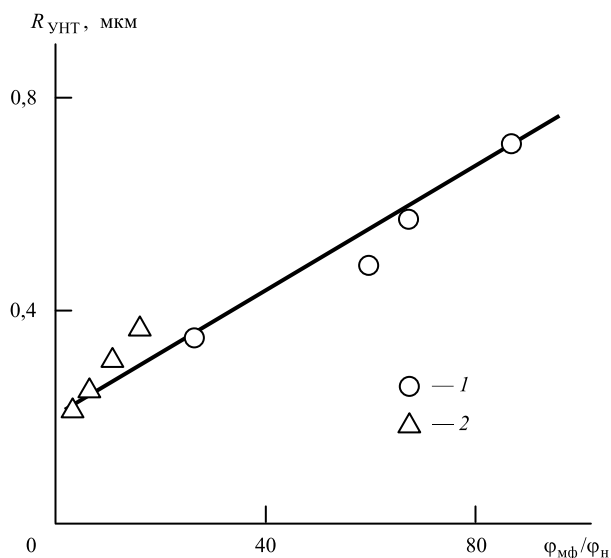


Рис. 2. Зависимость радиуса кольцеобразных формирований МУНТ $R_{УНТ}$ от отношения $\phi_{мф}/\phi_n$ для нанокомпозитов ПДЦПД/МУНТ со стеклообразной 1 и каучукоподобной 2 матрицей

(МУНТ), а именно, изменение типа кольцеобразных формирований МУНТ от замкнутых к разомкнутым. Отметим, что последний переход является не только количественным, но и качественным, вызывающим критическое дискретное изменение диаметра структур МУНТ от нескольких сотен нанометров до ~16,6 нм при достижении условия $R_{УНТ} = R_{УНТ}^{кр}$ (см. рис. 1).

Рассмотрим физические основы существенной вариации структуры МУНТ при изменении состояния полимерной матрицы. На рис. 2 приведена зависимость $R_{УНТ}$ от отношения объемных долей межфазных областей и нанонаполнителя $\phi_{мф}/\phi_n$ для рассматриваемых нанокомпозитов, из которой следует увеличение $R_{УНТ}$ по мере роста относительной доли межфазных областей $\phi_{мф}$, которую можно определить с помощью соотношения [3]:

$$\frac{E_n}{E_m} = 1 + 11(\phi_n + \phi_{мф})^{1,7}. \quad (12)$$

По существу, повышение $\phi_{мф}/\phi_n$ означает увеличение толщины межфазного слоя $l_{мф}$ при условии $r_{УНТ} = \text{const}$ согласно уравнению [3]:

$$\frac{\phi_{мф}}{\phi_n} = \left[\left(\frac{r_{УНТ} + l_{мф}}{r_{УНТ}} \right)^2 - 1 \right]. \quad (13)$$

Поскольку по определению межфазный слой имеет структуру, отличающуюся от структуры объемной полимерной матрицы, то в силу этого модуль упругости межфазного слоя в несколько раз превышает соответствующий показатель для объемной полимерной матрицы [13, 14]. Это означает, что нанотрубку, покрытую межфазным слоем, можно рассматривать как комбинированный нанонаполнитель с радиусом $(r_{УНТ} + l_{мф})$. Таким образом, из уравнения (13) следует, что увеличение толщины межфазного слоя при фиксированных значениях $r_{УНТ}$ и ϕ_n приводит к повышению отношения $\phi_{мф}/\phi_n$ и, согласно графику рис. 2, к росту $R_{УНТ}$.

Аналогичный вывод следует из уравнения (5): увеличение реального радиуса углеродной нанотрубки от $r_{УНТ}$ до $(r_{УНТ} + l_{мф})$ приводит к росту $R_{УНТ}$ при фиксированных значениях ϕ_n и $l_{УНТ}$.

Заключение

Таким образом, результаты настоящей работы продемонстрировали, что различие степени усиления одного и того же нанокомпозита полимер/углеродные нанотрубки со стеклообразной и каучукоподобной матрицей обусловлено структур-

ными изменениями как нанонаполнителя, так и полимерной матрицы. Для углеродных нанотрубок это выражается в повышении радиуса формируемых ими кольцеобразных структур, а для полимерной матрицы — в увеличении длины статистического сегмента. Качественный скачок степени усиления достигается при переходе указанных кольцеобразных структур от замкнутых (закрытых) к разомкнутым (открытым). Показано, что углеродная нанотрубка и покрывающий ее межфазный слой могут моделироваться как комбинированный нанонаполнитель.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Chen J.-S., Poliks M.D., Ober C.K. et al.** Study of the interlayer expansion mechanism and thermal-mechanical properties of surface-initiated epoxy nanocomposites // *Polymer*. 2002. Vol. 43. No. 13. P. 4895—4904.
2. **Jeong W., Kessler M.R.** Toughness enhancement in ROMP functionalized carbon nanotube/polydicyclopentadiene composites // *Chem. Mater.* 2008. Vol. 20. No. 22. P. 7060—7068.
3. **Микитаев А.К., Козлов Г.В., Заиков Г.Е.** Полимерные нанокompозиты: многообразие структурных форм и приложений. М.: Наука, 2009. 278 с.
4. **Schaefer D.W., Justice R.S.** How nano are nanocomposites // *Macromolecules*. 2007. Vol. 40. No. 24. P. 8501—8517.
5. **Yanovsky Yu.G., Kozlov G.V., Zhirikova Z.M. et al.** Special features of the structure of carbon nanotubes in poly-

mer composite media // *Intern. J. of Nanomechanics Science and Technology*. 2012. Vol. 3. No. 2. P. 99—124.

6. **Bridge B.** Theoretical modeling of the critical volume fraction for percolation conductivity in fibre-loaded conductive polymer composites // *J. Mater. Sci. Lett.* 1989. Vol. 8. No. 2. P. 102—103.
7. **Микитаев А.К., Козлов Г.В.** Зависимость степени усиления нанокompозитов полимер/углеродные нанотрубки от размерности нанонаполнителя // *Доклады АН*. 2015. Т. 462. № 1. С. 41—44.
8. **Aharoni S.M.** On entanglements of flexible and rodlike polymers // *Macromolecules*. 1983. Vol. 16. No. 9. P. 1722—1728.
9. **Будтов В.П.** Физическая химия растворов полимеров. СПб.: Химия, 1992. 384 с.
10. **Козлов Г.В., Овчаренко Е.Н., Микитаев А.К.** Структура аморфного состояния полимеров. М.: Изд-во РХТУ им. Д.И. Менделеева, 2009. 392 с.
11. **Баланкин А.С.** Синергетика деформируемого тела. М.: Изд-во Министерства Обороны СССР, 1991. 404 с.
12. **Козлов Г.В., Сандитов Д.С.** Ангармонические эффекты и физико-механические свойства полимеров. Новосибирск: Наука, 1994. 261 с.
13. **Coleman J.N., Cadek M., Ryan K.P. et al.** Reinforcement of polymers with carbon nanotubes. The role of an ordered polymer interfacial region // *Experiment and modeling. Polymer*. 2006. Vol. 47. No. 23. P. 8556—8561.
14. **Kozlov G.V., Yanovskii Yu.G., Zaikov G.E.** Modern experimental and theoretical analysis methods of particulate-filled nanocomposites structure // *Modeling and Prediction of Polymer Nanocomposites Properties* / ed. V. Mittal. Singapore: Wiley-VCH Verlag GmbH, 2012. P. 39—62.



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

E-mail: utp@mashin.ru

Web-site: www.mashin.ru

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

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

Сдано в набор 15.04.2020 г. Подписано в печать 02.06.2020 г. Формат 60×88 1/8.

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

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

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

Сайт: **www.aov.ru**

**Третья Международная научно-техническая конференция
"Павловские чтения",
посвященная 120-летию со дня рождения
члена-корреспондента АН СССР
ПАВЛОВА Игоря Михайловича**

Дата проведения:

26—27 ноября 2020 года

Место проведения:

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (ИМЕТ РАН)

Вопросы, рассматриваемые в рамках конференции:

1. Общие вопросы обработки металлов давлением
2. Прогрессивные технологии пластической деформации
3. Создание новых материалов методами пластической деформации

Организаторы конференции:

- Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
- НИТУ "МИСиС"
- Санкт-Петербургский Государственный политехнический университет
при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ, ОХНМ РАН, РФФИ

Материалы конференции будут опубликованы на электронном носителе и выданы участникам конференции при регистрации.

Лучшие доклады участников будут рекомендованы к публикации в ведущих научно-технических и производственных журналах, рекомендованных ВАК РФ: "Заготовительные производства в машиностроении", "Металлы", "Сталь", "Технология металлов", "Известия вузов", "Черная металлургия", "Цветные металлы", "Перспективные материалы", "Деформация и разрушение».

Контакты:

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН)

Адрес: Москва, 119334, Ленинский проспект, д. 49

Телефоны: +7 (499) 135-96-62, (499) 135-86-51

Сайт: <https://www.pavlov.imetran.ru>

RUS WELD

Россия, Москва, ЦВК «ЭКСПОЦЕНТР»



19-22.10.20

Международная специализированная выставка
«Оборудование, технологии и материалы
для процессов сварки и резки»

www.rusweld-expo.ru

Организатор



Под патронатом



При поддержке



Реклама 12+

